E3280

koH

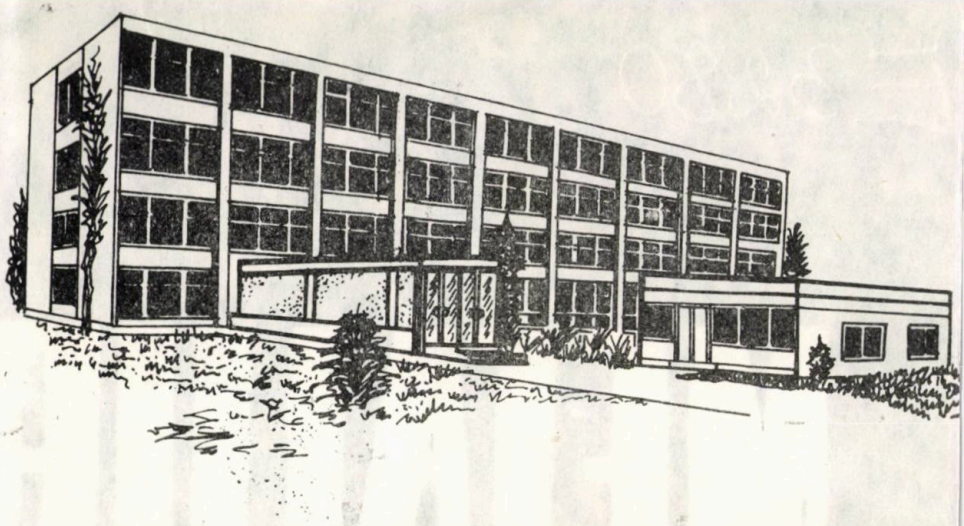
METALURGIA

R 1989 -05- 09

1

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XLI • NR. 1 • IANUARIE 1989

INSTITUTUL DE CERCETARE ŞI PROIECTARE
PENTRU UTILAJE ŞI PIESE DE SCHIMB
Bd. Preciziei, nr. 20, sector 6, Bucureşti
Telefon 60.32.90 ; telex : 10587

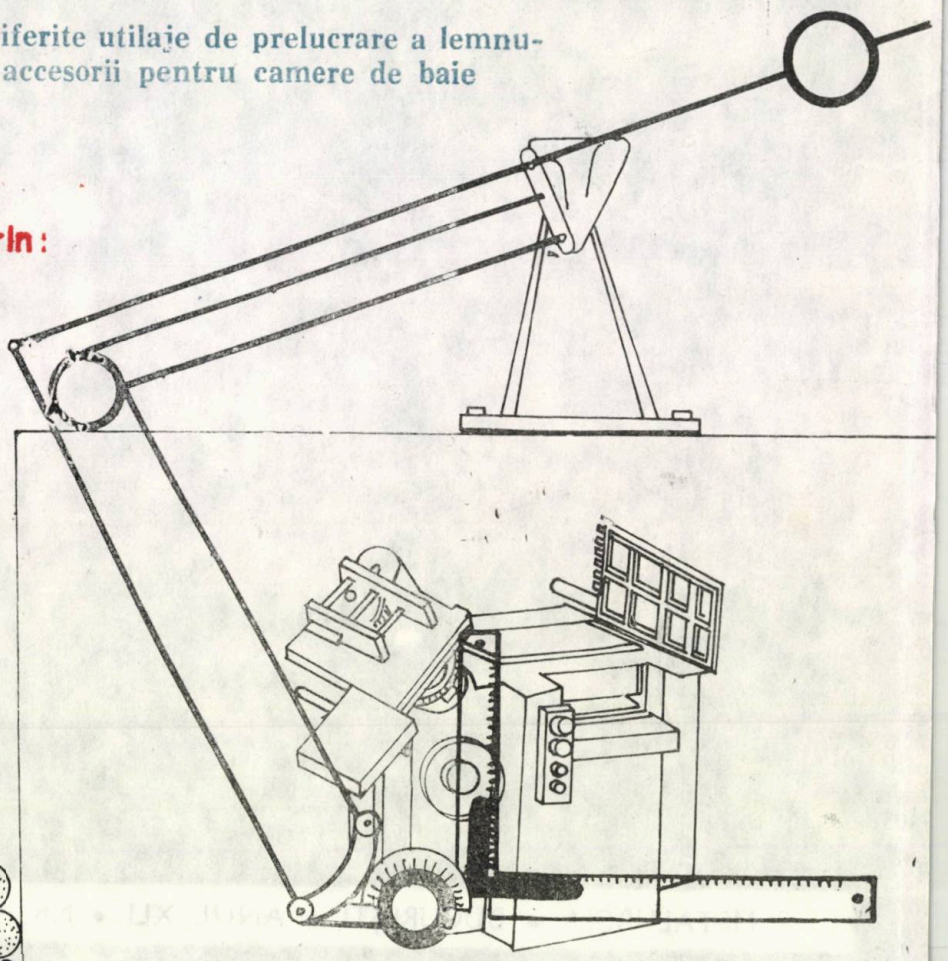


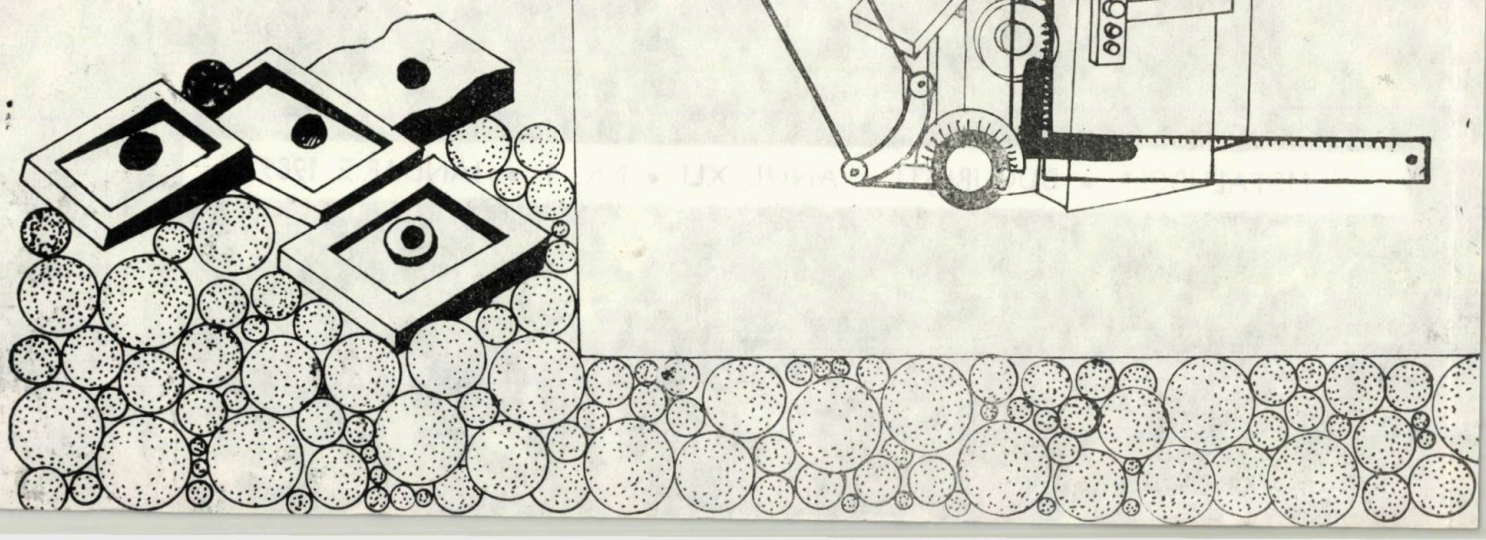
ICPUPS Bucureşti
ICPUPS Bucureşti
ICPUPS Bucureşti elaborează:

- Studii şi proiecte de utilaje pentru industria lemnului, materialelor de construcţii şi metalurgie
- Tehnologii pentru corpuri de măcinare turnate din fontă înalt aliată, apreciate de beneficiarii externi şi interni
- Bilanţuri termoenergetice
- Studii de design pentru diferite utilaje de prelucrare a lemnului, armături sanitare şi accesorii pentru camere de baie

ICPUPS Bucureşti
se caracterizează prin:

- Înaltă specializare
- Promptitudine
- Înalt nivel tehnic





METALURGIA

Anul 41 Nr. 1 1989

ORSZÁGOS MŰSZAKI INFORMÁCIÓS KÖZPONTI KÖNYVTÁR 1883

CUPRINS

Hătărăscu, O., Dijmărescu, A., Urseanu, A., şi *Hriţac, M.*: **Contribuţii la studiul permeabilităţii la gaze a încărcăturii din furnal** 5

Gheorghe, Mihaela şi *Szabo, A.*: **Produse dolomitice legate cu smoală cu adaos de grafit** 12

Collin, G.: **Proprietăţi de utilizare industrială a produselor secundare din industria cocsochimică** 15

Cioacă, I., Păunescu, L., Dumitrescu, V. şi *Ioana A.*: **Consideraţii cu privire la folosirea arzătoarelor autorecuperative la uscarea oalelor de turnare** 25

Anghelina, D.: **Consideraţii privind conducerea procesului de decarburare în vid a oţelurilor inoxidabile** 27

Geru, N. şi *Coşmeleaţă, Georgeta*: **Cercetări privind mecanismul prin care microalierea cu bor şi titan influenţează călibilitatea unor oţeluri de îmbunătăţire** 33

Florian, E., Cojocaru, M., Florian, R. şi *Popescu, S.*: **Studiul echilibrului termodinamic în sistemul $NH_3-H_2-N_2-Fe\alpha(\gamma)$** 40

Moldovan, P. şi *Murgulescu, Rodica*: **Cercetări privind eliminarea avansată a impurităţilor la rafinarea termică a cuprului blister** 45

REVISTA REVISTELOR 26, 22, 39, 44, 47

Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM, Departamentul Export-Import, Presă. P.O. Box 136—137. Telex: 11 226 BUCUREŞTI, str. 30 Decembrie, nr. 3

Preşedintele colegiului de redacţie: prof. dr. ing. L. SOFRONI

Redactor: ELENA PÂRVU

Tehnoredactor: MARIETA RUBŢOV

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice şi al Consiliului Naţional al Inginerilor şi Tehnicienilor din Republica Socialistă România—Redacţia şi administraţia, Bucureşti, str. Mendeleev 21 — 25, sector 1. Telefon: 59.49.90. Revista este editată de ICEM—O.I.D. Instituţiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — Filiala sector 6 — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament: lei 180 anual. Costul unui exemplar: lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informaţia", str. Brezoianu, nr. 23—25, Bucureşti

I.P. „Informaţia"—c. 2688

CONTENTS

DC : 669.18 ;669.162.267.4

Hătărăscu, O., Dijmărescu, A., Urseanu, A. and *Hriţac, M.* : **Contributions to the study of blast charge permeability togases**

The paper presents the question of the grain size of the materials to be charged pointing out that the elimination of the overgrainsize fraction has a positive effect on the blast furnace operation by homogenizing the gas flow, by the even heating of the charge and by avoiding granulometric segregation at blast furnace charging.

The authors give the details of the heat exchange process in granular columns, while pointing out that the decrease of grain diameter leads to the improvement of heat exchange.

Metalurgia 41 (1989), nr. 1, p. 5—11

DC : 666.76 ; 666.763.4

Szabo, A. and *Gheorghe, Mihaela* : **Dolomitic products bound with graphite pitch**

The paper presents in general the wear mechanism of basic refractory materials and especially of graphite basic refractories as well as the results obtained by the use of graphite basic products in different heat facilities from Romania

Metalurgia 41 (1989), nr. 1, p. 12—14

DC : 662.74

Collin, G. : **Possibilities of industrially used secondary products from the coke and chemical industry**

Metalurgia 41 (1989), nr. 1, p. 15—24

DC : 621.746.32 ; 662.944.2

Cioacă, I., Păunescu, L.. Dumitrescu, V. and *Ioana, A.* : **Considerations on the use of selfrecovering burners for ladle drying**

The paper presents the results which have been obtained with selfrecovering burners, the main characteristics of the new burner, as well as the technical shortcomings which have occured and the ways and means of optimizing its operation.

Metalurgia 41 (1989), nr. 1, p. 25—26

DC : 669.046.564 ; 669.14.018.8

Anghelina, D. : **Considerations on the control of stainless steel vaccum deoxiding process**

The authors present several aspects related to the controi of VOD process with a view to obtaining high technological and economic performances.

On the basis of the theoretical aspects of the vacuum decarbonizing process, the authors point out the control methods and the present result in order to model and automate the process.

Metalurgia 41 (1989), nr.1, p. 27—32

DC : 621.785 : 539.54

Geru, N. and *Coşmeleaţă, Georgeta* : **Researches on the boron and titanium microalloying meehanism which influence the hardenability of heat-treatable steels**

The paper presents the separated influence of boron and the cumulated influence of boron and titanium on the hardenability of heat-treatable steels with 0,4 % C and low chrome or chrome, nickel and molybdenum rates.]

Finally, the authors lead to the conclusion that boron and titanium microalloying determine the possibities of obtaining economically alloyed heat-treatable steels able to replace certain alloy grades by expensive and scarce elements (Ni, Mo, Cr).

Metalurgia 41 (1989), nr. 1, p. 33—39

DC : 621.785 ; 621—755 ; 536.7

Florian, E., Cojocaru, M., Florian, R. and *Popescu, S.* : **The study of the thermodynamic equilibrium in the $N_2-H_2-NH_3-Fe(\gamma)$**

On account of the actually reduced posibilities of controlling and adjustement of nitrogen potentials for nitruratlon the authors suggest a methodology of calculating the equilibrium of heterogenous systems : $N_2-H_2-HN_3-Fe$, $N_2-H_2-NH_3-Fe\alpha$, $N_2-H_2-NH_3-At-Fe\alpha(\gamma)$. The results of the calculation, checked with the help of doubtless experimental data, which exist in literature, are represented in diagrams which allow the adjustment of the carbon potential in the atmosphere which is used. That is the way to predict a substantial extension of the gaseous composition range used for nitruration.

Metalurgia 41 (1989), nr. 1, p. 40—44

DC : 621.785 ; 669.054 ; 546.56—121

Moldovan, P. and *Murgulescu, Rodica* : **Researches on the advanced elimination of impurities at the heat refining on blister copper**

The paper presents the results of the industrial researches on the advance elimination of As, Sb, Pb, Fe, Zn at the oxidizing refining of copper by Na_2CO_3 and CaO additions.

The efficiency of different alternatives of eliminating impurities from blister copper was estimated by experimentally determining of the repartition coefficient of the impurities between liquid slag and metal bath, in industrial phase, as compared to experimental laboratory data.

Metalurgia 41 (1989), nr. 1, p. 45—47

INHALT

DK : 669.18 ; 669.162.267.4

Hătărăscu, O., Dijmărescu, A., Urseanu, A. und *Hriţac, M.* : **Beiträge zur Erforschung der Gasdurchlässigkeit der Hochofengicht**

In der Arbeit wird auf der Körnigkeit der eingesetzten Werkstoffe hingewiesen, indem verdeutlicht wird, dass die Beseitigung der Superkörnigkeitsfraktion eine gute Einwirkung auf den Hochofenbetrieb mittels der Uniformisierung der Gasströmung der gleichmässigen Erwärmung der Beschickung und der Vermeidung der granulometrischen Seigerung während der Hochofenbegichtung hat.

Es wird eine ausführliche Darstellung des Wärmeaustauschprozesses aus den Granulationskolonnen gemacht, indem gezeigt wird, dass die Verminderung des Korndurchmessers zur Verbesserung des Wärmewechsels führt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 1, p. 5—11

DK : 666.76 ; 666.763.4

Gheorghe, Mihaela und *Szabo, A.* : **Dolomitische, mit Pech verbundene Produkte auf Basis von Graphitzusätzen**

In der Arbeit werden die Verschleissmechanismen der basischen hitzebeständigen Produkte, in erster Linie der basischen Produkte auf Basis von Graphit dargestellt. Es werden ebenfalls einige Ergebnisse der Verwendung der basischen Graphit-Basis Produkte an verschiedenen thermischen Anlagen aus Rumänien dargestellt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 1, p. 12—14

DK : 662.74

Collin, G. : **Industrielle Verwendungsmöglichkeiten für Nebenprodukte der Kokereiindustrie**

Metalurgia 41 (1989), nr. 1, p. 15—24

DK : 621.746.32 ; 662.944.2

Cioacă, I., Păunescu, L., Dumitrescu, V. und *Ioana, A.* : **Betrachtungen zur Anwendung der selbstrückgewinnenden Brennern beim Trocknen der Giesspfannen**

Die Arbeit bestätigt die Errungenschaften des ICEM Instituts im Bereich der selbstrückgewinnenden Brennern, die wichtigsten Eigenschaften der Prototypbrennern, sowie die technischen Schwierigkeiten und deren Optimierungsmöglichkeiten.

Metalurgia 41 (1989), nr. 1, p. 25—26

DK : 669.046.564 ; 669.14.018.8

Anghelina, D. : **Betrachtungen angesichts der Steuerung der Vakuumentkohlungsprozesse der nichtrostenden Stähle**

Es werden einige Ansichten betreffens der Steuerung des VOD-Prozesses zwecks der Erzielung einiger hervorragenden technologischen Leistungen und Einsparungen dargestellt.

Ausgehend von der theoretischen Grundlage des Vakuumentkohlungsprozesses werden die Prüfungsmethoden und die gegenwärtigen Ergebnisse zwecks der Modellierung und der Automatisierung des Prozesses, hervorgehoben.

Metalurgia 41 (1989), nr. 1, p. 27—32

DK : 621.785 ; 539.54

Geru, N. und *Coşmeleaţă, Georgeta* : **Erforschungen betreffs des Mechanismus durch welchen das Mikrolegieren mit Bor und Titan die Härtbarkeit einiger Vergütungsstähle beeinflussen**

In der Arbeit wird der Einfluss des Bors sowie der des Bors und des Titans auf die Härtbarkeit einiger Vergütungsstähle mit ungefähr 0,4 % C und kleine Chrom-oder Chrom-Nickel-Molydbänanteile, dargestelt.

Es wurde festgesetzt, dass das Mikrolegieren mit Bor und Titan die Herstellungsmöglichkeit einiger wirtschaftlich legierten Vergütungsstähle, durch denen einige teure und nichtgünstige legierte Sorten (Ni, Mo, Cr) ersetzt werden können, schafft.

Metalurgia 41 (1989), nr. 1, p. 33—39

DK : 621.785 ; 621—755 ; 536.7

Florian, E., Cojocaru, M., Florian, R. und *Popescu, S.* : **Erforschung der thermodynamischen Gleichgewicht aus dem $N_2—H_2—NH_3—Fe\alpha(\gamma)$**

Berücksichtigend die kleine Anzahl der bestehenden Prüfungs — und Regelungsmöglichkeiten der Stickstoffpotentiale während der Stickstoffhärtung, wird die nachfolgende Berechnungsmethode für heterogene Gleichgewichtssysteme vorgeschlagen : $N_2—H_2—NH_3—Fe\alpha$, $N_2—H_2—NH_3—Fe\gamma$, $N_2—H_2—NH_3—Ar—Fe\alpha(\gamma)$. Die Ergebnisse der Rechnung, die mittels von experimentellen Daten, die auch im Schrifttum wiedergegeben sind, werden anhand von Diagrammen konkretisiert, die die Regelung des Kohlenstoffpotentials aus der eingesetzten Atmosphäre ermöglichen, konkretisiert. In dieser Weise kann eine wesentliche Erweiterung der Gaszusammensetzungen die bei der Stickstoffhärtung eingesetzt werden, prognosiert werden.

Metalurgia 41 (1989), nr. 1, p. 40—44

DK : 621.785 ; 669.054 ; 546.56—121

Moldovan, P. und *Murgulescu, Rodica* : **Erforschungen betreffs der bewährten Beseitigung der Verunreinigungen während dem thermischen Hammergarmachen des Elister-Kupfers**

In der Arbeit werden die experimentellen Ergebnisse der industriellen Erforschungen, angesichts der bewährten Beseitigung von As, Sb, Pb, Fe, Zn während der oxydierenden Raffination des Kupfers mittels von Na_2CO_3 und CaO—Zusätzen, dargestellt.

Die Leistungsfähigkeit der verschiedenen Beseitigungsmethoden der Verunreinigungen aus dem Blister-Kupfer wurde für die experimentelle Bestimmung der Repartitionskoeffizienten zwischen der flüssigen Schlacke und dem Metallbad, in industrielle Phase, vergleichsmässig mit den Laborergebnissen abgeschätzt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 1, p. 45—47

SOMMAIRE

CD : 669.18 ; 669.162.267.4

Hătărăscu, O., Dijmărescu, A., Urseanu, A. et *Hriţac, M.* : **Contributions à l'étude de la perméabilité aux gaz des charges de hautes fourneaux**

L'article analyse la granulation des matières de la charge tout en soulignant que l'élimination de la fraction de surgranulation a des effets favorables sur le fonctionnement du haut fourneaux par l'uniformisation du flux de gas, par le chauffage uniforme de la charge et par l'évitation de la ségrégation granulométrique au cours de l'introduction dans le haut fourneau.

Les auteurs analysent les processus de transfert de chaleur en colonnes granulaires, tout en soulignant que la diminution du diamètre des granules améliore le transfert de chaleur.

Metalurgia 41 (1989), nr. 1, p. 5—11

CD : 666.76 ; 666.763.4

Gheorghe, Mihaela et *Szabo, A.* : **Produits dolomitiques liés à poix à addition de graphite**

Les auteurs présentent les mécanismes d'usure des refractaires basiques, en général, et des refractaires basiques à graphite, tout spécialement, les résultats obtenus par l'utilisation des produits basiques à graphite pour différents aggrégats thermiques en Roumanie.

Metalurgia 41 (1989), nr. 1, p. 12—14

CD : 662.74

Collin, G. : **Possibilités d'utilisation à l'échelle industrielle des produits secondaires de l'industrie chimique**

Metalurgia 41 (1989), nr. 1, p. 15—24

CD : 621.746.32 : 662.944.2

Cioacă, I., Păunescu, L., Dumitrescu, V. et *Ioana, A.* : **Considérations sur l'utilisation des brûleurs autorécupérateurs au séchage des poches de coulée**

L'article présente les résultats obtenus par l'Institut de Recherches Métallurgiques dans le domaine des brûleurs autorécupérateurs, les principales caractéristiques du prototype réalisé de même que les difficultés techniques et les possibilités d'optimiser leur fonctionnement.

Metalurgia 41 (1989), nr. 1, p. 25—26

CD : 669.046.564 ; 669. 14.018.8

Anghelina, D. : **Considérations sur la commande du processus de décarburation en vide des aciers inoxydables**

L'auteur présente une série d'aspects concernant la commande du processus VOD à même d'obtenir des performances technologiques et économiques importantes.

À partir des bases théoriques du processus de décarburation en vide, on mentionne les méthodes de poursuite et les résultats actuels dans le but du modélage et d'automatisation du processus.

Metalurgia 41 (1989), nr. 1, p. 27—32

CD : 621.785 ; 539.54

Geru, N. et *Coşmeleaţă, Georgeta* : **L'analyse du mécanisme par lequel le microalliage au bore et titane influence la trempabilité de certains acies de traitement**

L'article analyse l'influence du bore et du titane sur la trempabilité de certains aciers de traitement à 0,4 % C environ et à proportions réduites de chrome ou de chrome, nickel et molybdène.

Par le microalliage à bore et à titane on obtient des aciers de traitement alliés d'une manière économique qui puissent substituer certains types d'aciers alliés à éléments coûteux et déficitaires (Ni, Mo, Cr).

Metalurgia 41 (1989), nr. 1, p. 33—39

CD: 621.785; 621-755; 536.7

Florian, E., Cojocaru, M., Florian, R. et *Popescu, S.*: **L'étude de l'équilibre thermodynamique dans le système $N_2-H_2-NH_3-Fe\alpha(\gamma)$**

Les auteurs proposent une méthode de calcul des équilibres des systèmes hétérogènes à partir du fait qu'il y a des possibilités réduites de contrôle et de réglage des potentiels d'azote à la nitruration: $N_2-H_2-NH_3-Fe$, $N_2-H_2-NH_3-Fe\gamma$, $N_2-H_2-NH_3-Ar-Fe\alpha$ (γ). Les résultats du calcul, verifiés à l'aide de certaines données expérimentales indubitables, sont concrétisés en diagrammes qui permettent le reglage du potentiel de carbone de l'atmosphère utilisée.

Metalurgia 41 (1989), nr. 1, p. 40—44

CD: 621.785: 669.054; 546.56—121

Moldovan, P. et Murgulescu, Rodica: **Recherches sur l'élimination avancée des impuretés au raffinage thermique du cuivre blistère**

Les auteurs présentent les résultats des recherches à l'echelle industrielle concernant l'élimination avancée du As, Sb, Pb, Fe, Zn lors du raffinage oxydante du cuivre par additions de Na_2CO_3 et CaO.

L'éfficacité des différentes méthodes d'élimination des impuretés du cuivre blistère a été établie par la détermination expérimentale à l'echelle industrielle des coefficients de repartition des impuretés entre la scorie liquide et le bain métallique par comparaison aux données des expériments effectués en laboratoire.

Metalurgia 41 (1989), nr. 1, p. 45—47

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 669.18: 669.162.267.4

Хэтэрэску, О., Дижмэреску, А., Урсеану, А. и *Хрицак, М.* **Вклады при исследовании газопроницаемости загрузок доменных печей**

В работе представляется проблема грануляции загруженных материалов, и уточняется что, выделение сверхгранулянионной фракции имеет положительное влияние на службу доменной печи при униформизации газового потока, равномерном нагреве загрузки и избежании гранулометрической сегрегации при загрузке в доменную печь.

Далее даётся подробное описание процесса теплообмена в гранулационных коллонах и показывается, что уменьшение диаметра гранулей ведёт к улучшению теплообмена.

Metalurgia 41 (1989) nr. 1, p. 5—11

ДК: 666.76: 666.763.4

Георге, Михаела Сзабо, А. и: **Доломитные изделия, связанные пеком и с присадкой графита**

В работе представляются механизмы износа основных огнеупоров вообще, и особено основных огнеупоров с графитом, а также, полученные результаты при применении основных изделий с графитом в разных термических агрегатах Румынии.

Metalurgia 41 (1989), nr. 1, p. 12—14

ДК: 662.74

Коллин, Г.: **Возможности промышленного применения вторичных продуктов коксохимической промышленности**

Metalurgia 41 (1989), nr. 1, p. 15—24

ДК: 621.746.32: 662.944.2

Чиоакэ, И., Пэунеску, П., Думитреску, В. и *Иоана, А.:* **Соображения в звязи с применением авторекуперативных горелок при сушке разливочных ковшей**

Работа представляет успехи, полученные коллективом ИЧЕМ в области авторекуперативных горелок, основные характеристики нового прототипа, а также, технические трудности и существующие средства для оптимизации его работы.

Metalurgia 41 (1989), nr. 1, p. 25—26

ДК: 669.046.564: 669.14.018.8

Ангелина, Д.: **Соображения по управлению процессом вакуумного обезуглероживания нержавеющих сталей**

Представляется ряд аспектов, связанные с управлением процесса ВОД, для достижения высших экономических и технологических показателей.

Исходя с теоретических основ процесса вакуумного обезуглероживания, выделены методы наблюдения и актуальные результаты, с целью моделирования и автоматизации процесса.

Metalurgia 41 (1989) nr. 1, p. 27—32

ДК: 621.785: 539.54

Джеру, Н. и *Кошмеляцэ Джеорджета:* **Исследования механизма, через которого микролегирование бором и титаном влияет на закаливаемость некоторых улучшенных сталей**

В рамках работы представляется отдельное и совместное влияние бора и бора и титана на закаливаемость некоторых улучшенных сталей с 0,4% и смалыми содержаниями хрома или хрома, никеля и молибдена.

Делается заключение, что микролегирование бором и титаном создаёт условия получению некоторых улучшенных сталей экономно легированных, способны заменить некоторые марки сталей, легированные дорогими и дефицитными элементами (Ni, Mo, C).

Metalurgia 41 (1989) nr. 1, p. 33—39

ДК. 621.785: 621-755:536.7

Флориан, Е., Кожокару, М., Флориан, Р. и *Попеску, С.:* **Изучение термодинамического равновесия в системе $N_2—H_2—NH_3—Fe\alpha(\gamma)$**

Имея в виду актуальные ограниченные возможности контроля и управления потенциалов азота при азотировании, авторы предлагают методику расчёта равновесий неоднородных систем: $N_2—H_2—NH_3—Fe\alpha$, $N_2—H_2—NH_3—Fe\gamma$, $N_2—H_2—NH_3—Ar—Fe\alpha(\gamma)$.

Результаты расчёта, проведенные с помощью достоверных опытных данных, существующие в литературе, конкретизированы в диаграммах, позволяющие регулировать потенциал углерода применяемой атмосферы.

Таким образом возможно прогнозировать существенное расширение диапазона газовых составов, применяемые при азотировании.

Metalurgia 41 (1989) nr. 1, p. 40—44

ДК 621.785: 669.054: 546.56-121

Молдован, П. и *Мургулеску, Родика:* **Исследования по глубокой очистке от примесей при термическом рафинировании меди Блистер**

В работе представляются результаты исследований в промышленном масштабе по глубокой очистке As, Sb, Pb Fe, Zn при окислительном рафинировании меди, при добавке Na_2CO_3 и CaO.

Эффективность разных вариантов очистки от примесей меди Блистер оценивалась опытным определением их коэфициентов распределения между шлаком и металлической ванной, сравнивая промышленные данные с лабораторными результатами.

Metalurgia 41 (1989) nr. 1, p. 45—47

METALURGIA 1

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTA ROMÂNIA

1989

Dr. ing. O. Hătărăscu
C.S.P.
ing. A. Dijmărescu şi dr. ing. A. Urseanu
C. S. Reşiţa
ing. M. Hriţac ICEM

Contribuţii la studiul permeabilităţii la gaze a încărcăturii din furnal

CZ: 669.18; 669.162.267.4

O abordare generală a subiectului permite stabilirea a două clase de fenomene intrinseci curgerii gazelor prin furnal legate de *limitarea producţiei* şi *de regimul termic.*

În prima clasă s-ar putea încadra: respingerea lichidelor în zona „umedă" —„flooding"; apariţia instabilităţii materialului granular; apariţia fluidizării.

În clasa de fenomene legate de regimul termic apar: fenomene de reducere indirectă; fenomene de schimb de căldură; dinamica topirii materialelor feroase; regimul de încărcare; intensitatea de funcţionare.

Caracteristicile fizico-chimice ale materialelor intervin într-un mod diferit asupra fenomenului de curgere a gazelor şi impun modificări ale fenomenelor cuprinse în cele două clase amintite. De asemenea, modificările fizico-chimice ulterioare suferite de materiale în furnal implică transformări cu efecte importante asupra fenomenelor menţionate.

Aceste caracteristici sînt: granulaţia specifică a componentelor; granulaţia interdependentă; rezistenţa mecanică; coeficientul de formă; coeficientul de goluri; intensitatea de funcţionare (debitul de gaze); forma şi grosimea straturilor încărcăturii; presiunea la gura furnalului; regimul de topire a şarjei feroase; reactivitatea cocsului; cantitatea de zgură.

Permeabilitatea la gaze în furnal a fost dezbătută în numeroase studii care au stabilit diverse aspecte ale influenţei fiecărui factor în parte.

În această lucrare se amintesc o serie de aspecte legate în special de granulaţia materialelor şi de cîteva proprietăţi fizice, făcîndu-se o detaliere a fenomenelor de gazodinamică în condiţiile existenţei materialelor supragranulate în încărcăturile reale din practica exploatării furnalului.

Influenţa granulaţiei încărcăturii furnalelor poate fi discutată din două direcţii dacă se are în vedere doar regimul termic:

— influenţa asupra schimbului de căldură gaz-solid şi a reducerii oxizilor de fier din încărcătură;

— influenţa asupra circulaţiei gazelor.

Din punctul de vedere al granulaţiei şi al circulaţiei gazelor se poate stabili o relaţie pentru obţinerea unei viteze optime în coloana de material. De asemenea, forma particulelor şi coeficientul de goluri sînt principalele dimensiuni care determină regimul de curgere a gazelor:

$$\frac{\Delta p}{h} = \psi \frac{1-\varepsilon}{\varepsilon^3} \times \frac{\rho \times w^2}{d} \qquad (1)$$

unde:

Δp este pierderea de presiune în încărcătură;
h — înălţimea coloanei de material;
ψ — factorii de rezistenţă a încărcăturii (determinat experimental);
ε — volumul de goluri;
ρ — densitatea gazului;
w — viteza gazului;
d — diametrul particulei.

Din datele prelucrate statistic rezultă că, pentru o încărcătură de bile de două diametre diferite, gradul maxim de înfundare a coloanei se atinge atunci cînd raportul Vm/V (volumul bilelor mici/volumul coloanei) atinge 30% (fig. 1). Valorile de la 0,5 la 0,02 reprezintă raportul diametrelor bilelor încărcate într-un volum ales.

Din exprimarea făcute pe coloane cu bile de diverse diametre reiese că gradul de înfundare (pierderea de presiune) este cu atît mai mare cu cît bilele sînt mai amestecate. În diagrama 2 (fig. 1) sînt indicate variaţiile Δp pentru două cazuri distincte:

— amestecuri de bile ale căror diametre se află în raportul indicat;

— straturi de bile de diferite diametre.

Experimentarea permeabilităţii se face prin pierderea de presiune a gazului care străbate coloana sau prin doi indicatori cunoscuţi:

$$I_{p_1} = \frac{Q}{p^2_{aer} - p^2_{gaz}} \qquad (2)$$

$$I_{p_2} = \frac{\Delta p_S}{Q} \qquad (3)$$

Aceşti indicatori exprimă interacţiunea gazelor cu materialele, nefiind legaţi de caracteristicile acestora, ceea ce dă formulelor un caracter experimental direct şi aplicativ la furnalele în exploatare.

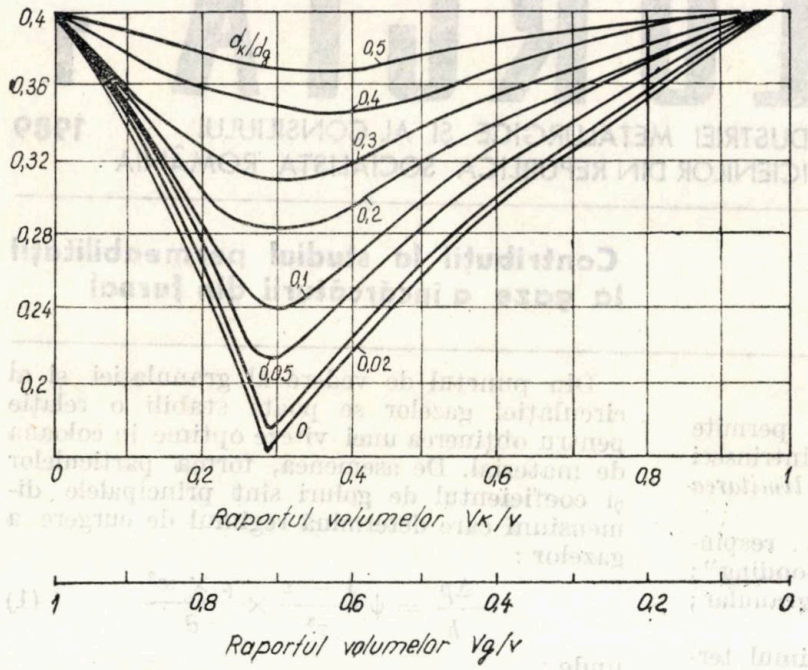


Fig. 1. Variația coeficientului de goluri mediu ε_m într-un amestec de două tipuri de granule în funcție de raportul volumului granulelor mici v_k sau mari v_g la suma lor v

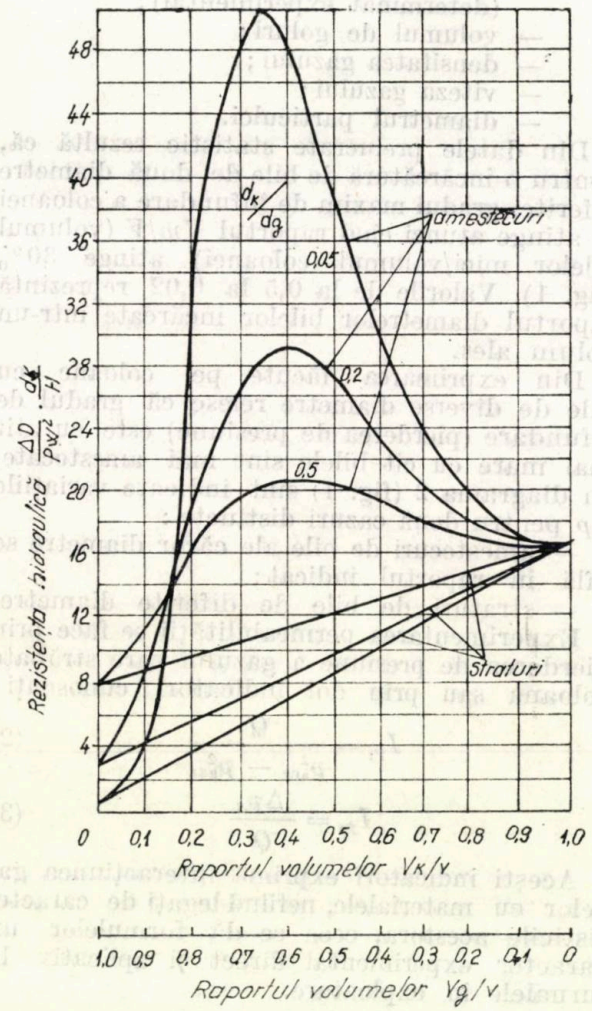


Fig. 2. Variația pierderii de presiune în funcție de raportul diametrelor granulelor mari d_g și ale granulelor mici d_k pentru dispunerea lor în straturi separate sau în amestec

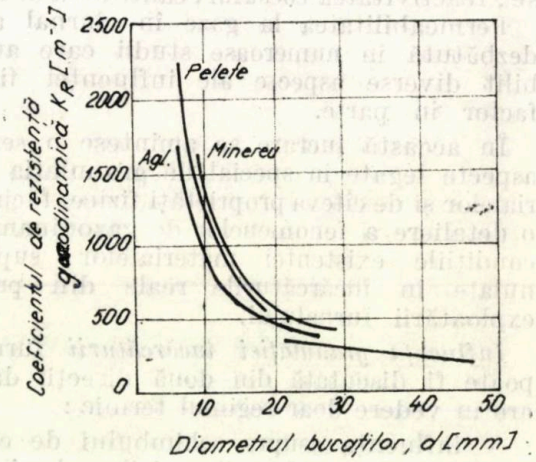


Fig. 3. Variația coeficientului de rezistență gazodinamică în funcție de diametrul granulelor pentru încărcături de furnale (șarjă feroasă)

Evoluţia acestor indicatori este dependentă de mai mulţi factori, dintre care :

— Granulaţia materialelor folosite în furnal pentru care pierderea de presiune scade o dată cu creşterea diametrului granulelor, iar amestecarea diverselor clase granulometrice între ele duce la creşterea rezistenţelor hidraulice prin umplerea mai avansată a spaţiilor intergranulare (fig. 3).

În situaţiile reale din furnale se alege o granulaţie adecvată a cocsului şi a aglomeratului, într-o relaţie bine definită între componente. Deci, dacă în acelaşi strat de cocs sau de aglomerat trebuie să existe o stabilizare a intervalului granulometric, între cele două componente se stabileşte o relaţie reciprocă. Aceasta arată că raportul diametrelor medii ale componentelor cocs/aglomerat nu trebuie să depăşească valoarea 2 peste care scăderea coeficientului de goluri este evident mare şi înrăutăţeşte permeabilitatea încărcăturii. După unele ipoteze, raportul diametrelor trebuie să fie invers proporţional cu raportul maselor în vrac.

— Coeficientul de forma şi proporţia golurilor sînt două caracteristici de material care influenţează Δp, asupra cărora posibilităţile de a acţiona sînt relativ reduse.

— Volumul gazelor care străbat încărcătura este direct răspunzător de valorile pierderilor de presiune. Aceasta depinde de volumul aerului insuflat, de conţinutul acestuia în oxigen, de debitul combustibiliior auxiliari, de temperatura gazelor, de presiunea medie din furnal. O experimentare în acest sens arată corelaţiile dintre Δp şi Q aer insuflat (fig. 4). O altă exprimare a lui Δp ţine seamă de o parte din aceşti parametri. Astfel :

$$P_1^2 - P_1^2 = L \times \frac{1}{d} \times \frac{3}{2} \cdot \frac{Tg}{To} \cdot V_0^2 \qquad (4)$$

În figura 5 este prezentată corelaţia dintre Qg, Tg şi Δp.

Limita maximă a volumului de gaze care străbate încărcătura este determinată de trei limite absolute (fig. 6) : respingerea zgurei în etalaj ; limita de instabilitate ; limita de fluidizare la gura furnalului.

În funcţie de diagramele amintite s-a putut stabili o nomogramă care să permită determinarea limitei inferioare a intervalului granulometric pentru o productivitate dată a furnalului (fig. 7).

Dacă se ia în considerare granulaţia cocsului, rezultă evident că Δp creşte o dată cu creşterea fracţiei 25—40 mm şi scade o dată cu creşterea ponderii intervalului 25—60 mm.

De asemenea, rezistenţa cocsului prezintă o influenţă semnificativă asupra circulaţiei gazelor prin furnal, deoarece gradul de sfărîmare ulterioară depinde de indicii M_{40}, M_{10} şi poate ajunge la peste 50% cocs mărunt rezultat din fracţia mare.

Tot mai multe studii arată că, singur, indicele M_{40} nu caracterizează în întregime comportarea cocsului în furnal.

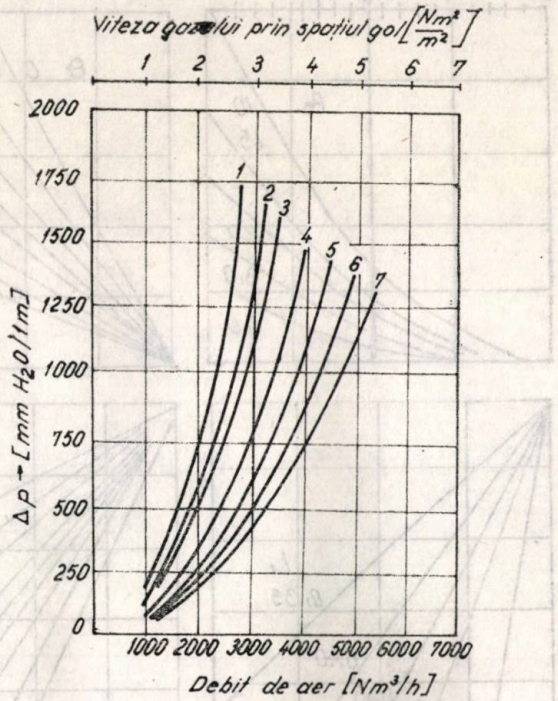


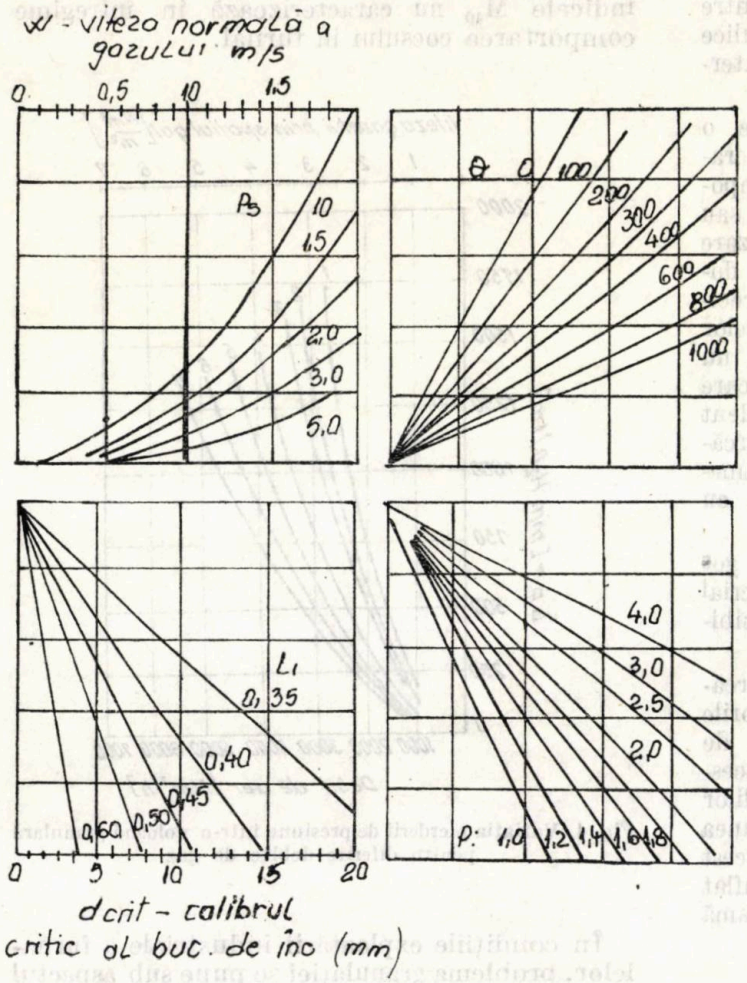
Fig. 4. Variaţia pierderii de presiune într-o coloană granulară pentru diferite debite de gaz

În condiţiile exploatării industriale a furnalelor, problema granulaţiei se pune sub aspectul obţinerii unui procentaj cît mai mare al claselor granulometrice apropiate de dimensiunile optime. După concepţia proprie a fiecărei uzine, intervalul granulometric uzual al încărcăturii metalice prezintă numeroase variaţii (tab. 1)

Tabelul 1

Valorile medii ale fracţiilor granulometrice, %

Granulaţie / Perioada	peste 40 mm	20 — 40 mm	10 — 20 mm	5 — 10 mm	sub 5mm
iunie	4,4	13,4	47,9	29,9	4,4
iulie	5,3	13,6	49,7	27,1	4,3
august	4,6	17,9	46,1	26,2	4,0
noiembrie	4,9	15,9	50,9	25,7	5,1
Consumul mediu de cocs în lunile octombrie septembrie	31	46,4	21	2	1



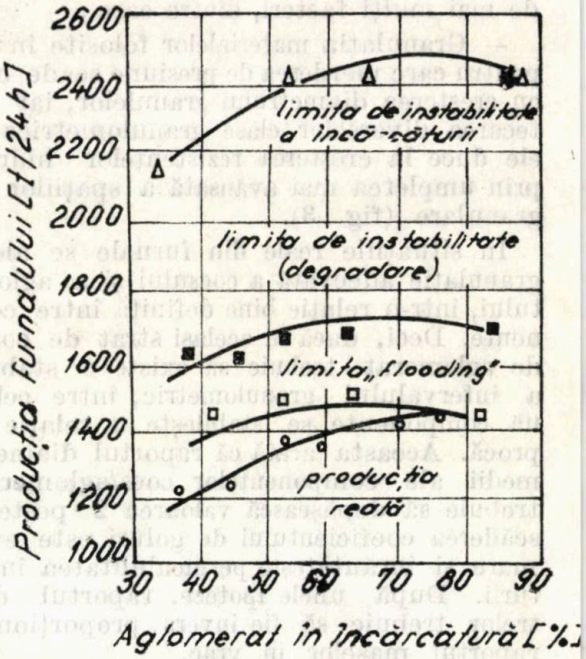


Fig. 6. Limitele de producție impuse furnalului de caracteristicile materialelor

Fig. 5. Nomograma pentru determinarea diametrului critic minim al granulelor în funcție de masa volumetrică a șarjei, temperatura gazului, indicele de goluri înaintea fluidizării

Rezultă, deci, că există variații destul de mari ale fracției +40 mm. Totuși, aceasta se plasează ca medie în jurul valorii 4,8%, ceea ce este acceptabil pentru funcționarea furnalului.

Regimul schimburilor de căldură în funcție de diametrul echivalent al materialelor încărcăturii pentru șarje feroase diferite

Unul dintre dezavantajele majore ale încărcăturilor furnalelor conținînd fracțiuni supragranulate este înrăutățirea schimbului de căldură ducînd la creșterea temperaturii zelo ⁼ la gură.

a

Pentru demonstrație s-a luat cazul unui furnal pe o perioadă constantă de funcționare. Granulația medie a cocsului și a aglomeratului este prezentată în figurile 8 și 9; se poate constata o bună calibrare generală a încărcăturii deoarece suma fracțiilor 10—40 pentru aglomerat atinge 60—80% din încărcătură, iar pentru cocs fracția 25—60 atinge 65—70%. Totuși, ponderea fracției + 40 mm pentru aglomerat, ca și cea + 60 mm pentru cocs, atinge uneori valori mari, de ordinul 15—18% respectiv 30—36%. Observațiile directe au permis constatarea faptului că granulele cu d > 100mm în cazul aglomeratului pot depăși 2—3% din încărcătură.

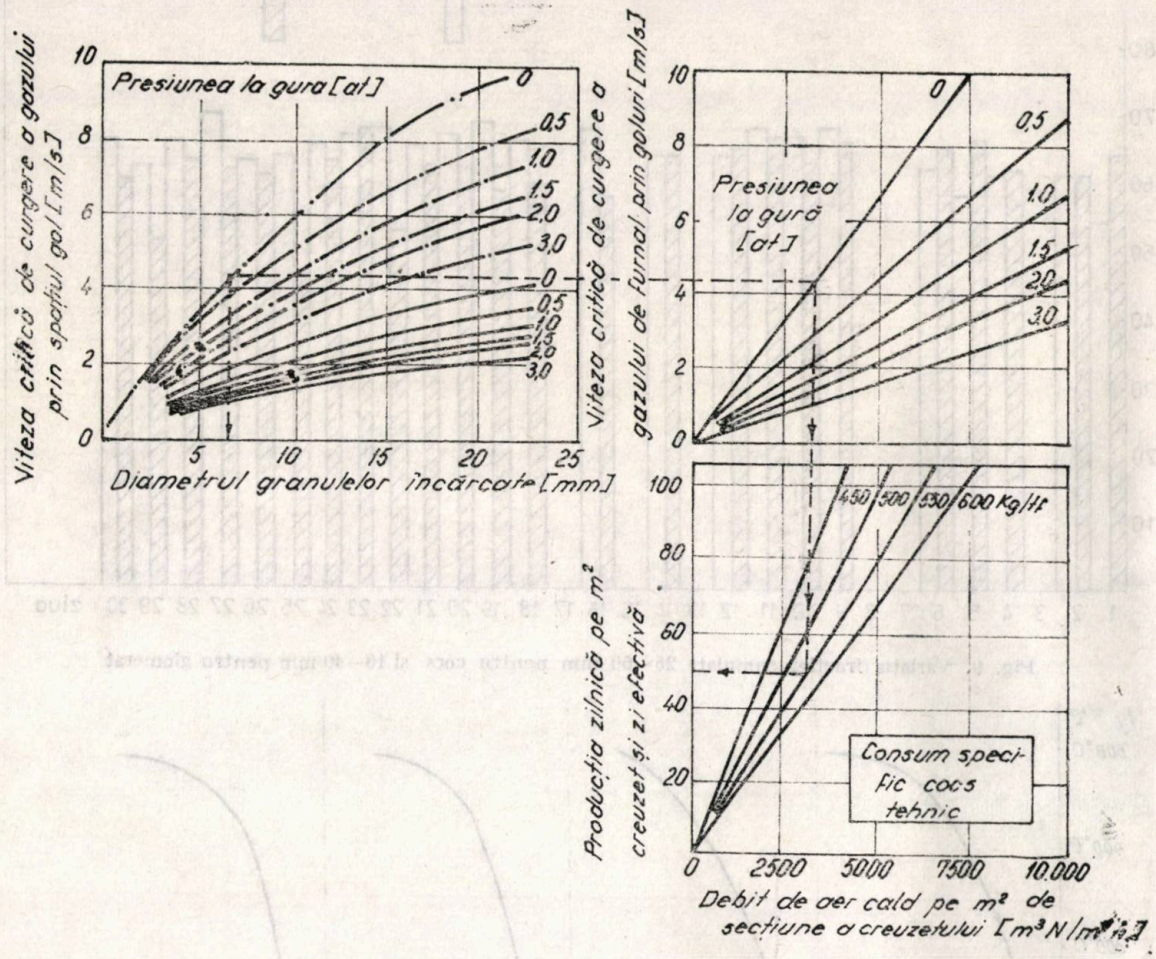


Fig. 7. Nomograma de calcul al diametrului minim critic al granulelor în funcție de presiunea la gură și debitul aerului cald și consumul specific de cocs

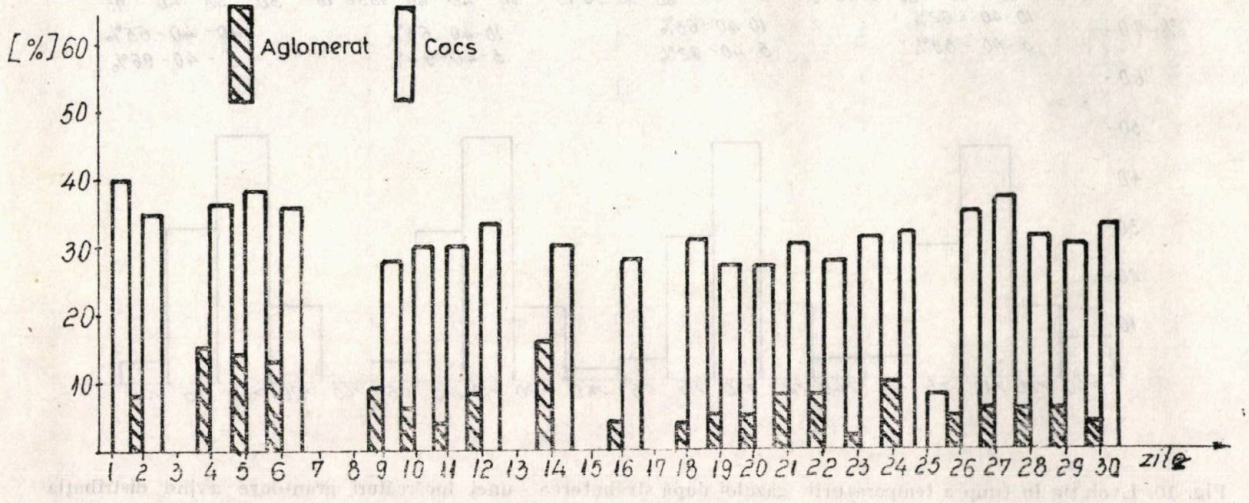


Fig. 8. Variația fracției > 40 mm pentru aglomerat și > 60 mm pentru cocs

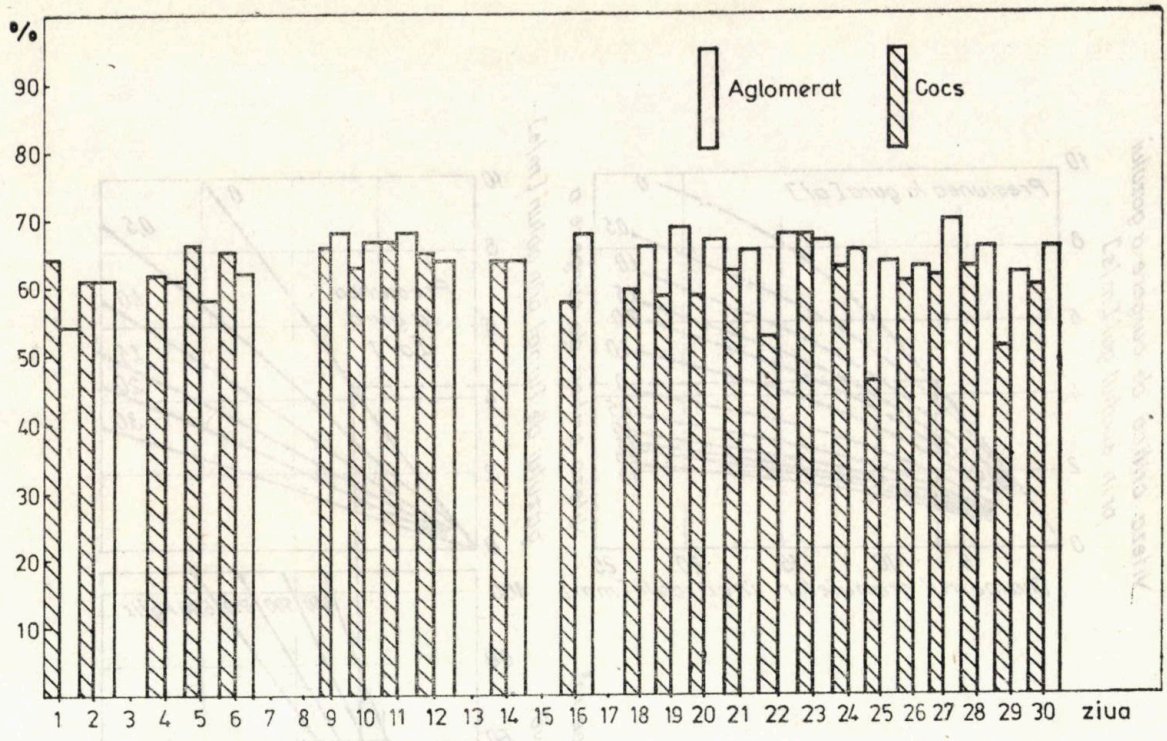


Fig. 9. Variația fracției cumulate 25—60 mm pentru cocs și 10—40 mm pentru glomerat

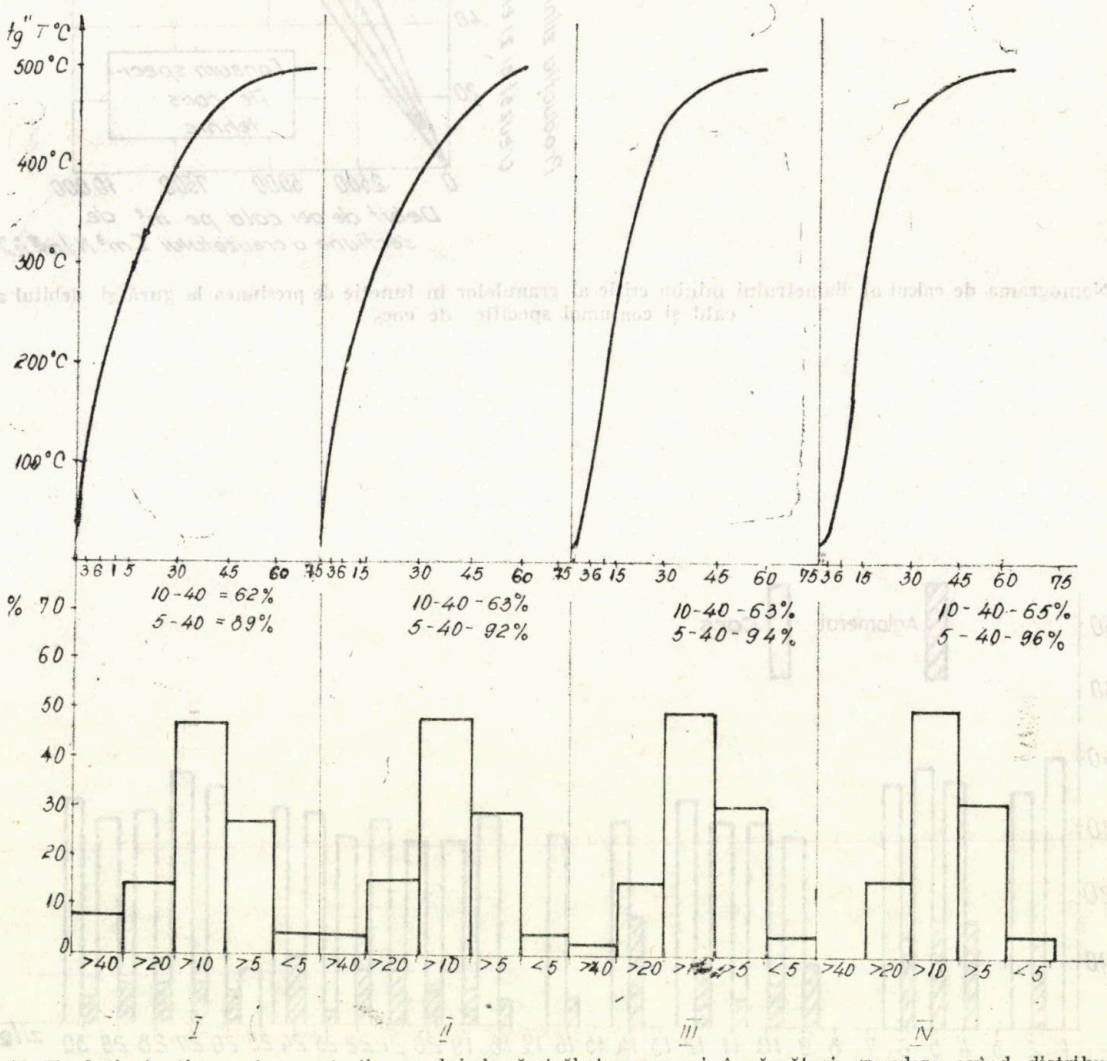


Fig. 10. Evoluția în timp a temperaturii gazului după străbaterea unei încărcături granulare avînd distribuția granulometrică indicată

Prezența supragranulației aglomeratului și cocsului duce, pe ansamblul încărcăturii, la modificarea diametrului echivalent al întregii încărcături către valori sensibil ridicate.

Astfel, pentru media lunară a cocsului, (fig. 10) cazul I, s-a calculat diametrul echivalent al încărcăturii la o valoare medie constantă a granulației cocsului.

Modelul de calcul este cunoscut: rezultă $d_a = 17{,}34$ mm.

Prin înjumătățiri repetate ale clasei +40 mm a aglomeratului și păstrarea aceleiași valori pentru cocs, s-au detaliat alte trei cazuri avînd fracția supragranulată diferită dar crescînd corespunzător față de fracțiile 20—40 și 10—20 mm (fig. 10). În cazurile II, III, IV:

— $d_{aII} = 16{,}67$ mm;
— $d_{aIII} = 15{,}60$ mm;
— $d_{aIV} = 15{,}05$ mm.

Pentru fiecare din cazurile amintite s-a calculat schimbul de căldură. Calculele s-au efectuat pentru o coloană granulară cilindrică umplută cu granule sferice cu proprietăți termotehnice diferite de cele ale aglomeratului, dar care mențin amestecul acelorași fracții granulometrice.

Pentru o temperatură de intrare a gazelor de 500°C și temperatura inițială a materialului de 0°C s-a urmărit evoluția în timp a temperaturii gazului la ieșirea din patul granular (fig. 10 și 11).

Concluzii

— Scăderea diametrului granulelor a dus la scurtarea timpului de atingere a temperaturii de 500°C cu cca 15—20 min.

— Temperatura inițială de ieșire a gazelor de încărcătură a fost mai mică pentru coloana cu granule mai mici, rezultînd o acumulare mai rapidă a căldurii.

— Suprapunerea celor patru curbe delimitează o suprafață care exprimă diferența

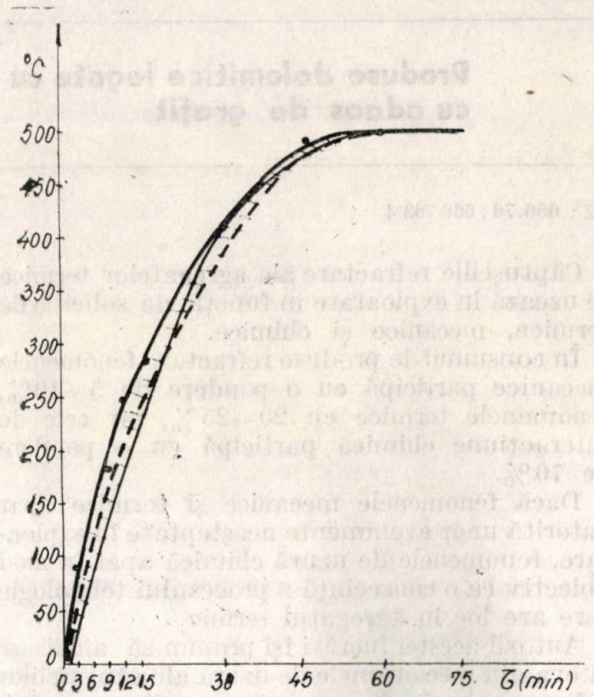


Fig. 11. Suprapunerea curbelor de evoluție a temperaturii gazului care străbate o coloană granulară

de căldură acumulată în plus de încărcătura cu granule mici, comparativ cu cea cu granulație mai mare.

Dacă calculul urmărea și eliminarea fracției supragranulate a cocsului, scăderea diametrului ar fi fost mai importantă.

Sînt necesare experiențe care să stabilească nivelul optim de scădere a diametrului granulelor, în funcție de îmbunătățirea schimbului de căldură și păstrarea unei permeabilități normale a coloanei de material, urmărindu-se chiar reducerea totală a fracțiilor supragranulate.

Produse dolomitice legate cu smoală cu adaos de grafit

Ing. Mihaela Gheorghe
și ing. A. Szabo
ICEM

CZ : 666.76 ; 666.763.4

Căptușelile refractare ale agregatelor termice se uzează în exploatare în funcție de solicitările termice, mecanice și chimice.

În consumul de produse refractare fenomenele mecanice participă cu o pondere de 5—10%, fenomenele termice cu 20—25%, iar cele de interacțiune chimică participă cu o pondere de 70%.

Dacă fenomenele mecanice și termice apar datorită unor evenimente neașteptate în exploatare, fenomenele de uzură chimică apar în mod obiectiv ca o consecință a procesului tehnologic care are loc în agregatul termic.

Autorii acestei lucrări își propun să analizeze cîteva din mecanismele de uzură ale căptușelilor refractare bazice în prezența agenților corosivi.

În funcție de condițiile concrete ale procesului continuu sau ciclic care are loc în agregatul termic (timpul scurt sau lung de contact, variația compoziției agentului corosiv), uzura căptușelii are loc după următoarele mecanisme :

— mecanismul de interacțiune și topire superficială a stratului de reacție și eroziune superficială din formarea unei soluții saturate de material refractar în zgură cu viteză mare de zgurificare și viteză mică de migrare a zgurei în căptușeală. Acest mecanism este caracteristic oalelor de turnare. Stratul de contact în echilibru cu materialul refractar împiedică dizolvarea în adîncime a refractarului pînă la schimbarea condițiilor de echilibru.

Această schimbare apare datorită scurgerii stratului de contact, antrenînd și particulele din refractar nedizolvate în zgură.

— mecanismul de difuzie în adîncime care are loc atunci cînd suprafața de reacție se topește încet, iar viteza de penetrație a zgurei în materialul refractar este mare. În acest caz, atît faza lichidă prezentă în materialul refractar cît și zgura difuzată pe capilare se concentrează în zona căptușelii corespunzătoare energiei minimale a fazei lichide acționînd asupra structurii produsului refractar.

Ca rezultat al acestei interacțiuni apare fenomenul de vitrifiere sau expandare pe o adîncime apreciabilă (50—200 mm) la suprafața caldă, și datorită tensiunilor termice create în această zonă, are loc exfolierea unor zone întinse ale căptușelii. Acest mecanism este caracteristic agregatelor de elaborare a oțelului și fontei (cuptor electric, convertizor, cuptor Martin, furnale).

În literatura de specialitate, cele două mecanisme sînt interpretate din punct de vedere termodinamic, energetic, electrochimic și al energiei superficiale.

Criteriul termodinamic se bazează pe dependența potențialului Gibbs de formare a oxizilor din elemente și oxigen exemplificat în figura 1.

Pe baza acestei figuri se poate aprecia posibilitatea sau imposibilitatea interacțiunii zgură-material refractar.

Criteriul energetic se bazează pe energia de activare a reacției chimice care este în legătură directă cu energia de disociere, energia legăturilor chimice, energia de evaporare, de atomizare.

Cu cît este mai mare energia de atomizare a atomului din materialul refractar cu atît acesta este mai rezistent. Cea mai mică energie de atomizare o au CuO, NaO, KO, iar cea mai mare WO_3, CrO_3, ThO, ZrO_3; MgO se situează alături de FeO.

Criteriul electrochimic se bazează pe faptul că la interfața a două faze apare o forță electromotoare care acționează sau inhibă interacțiunea chimică.

Energia superficială determină gradul de umectabilitate, curgerea și impregnarea produselor refractare cu topituri cu zgure.

Acest proces apare înainte de interacțiunea chimică și este invers proporțional cu cosinusul unghiului de contact. La 180° se poate considera aptitudinea nulă de umectare.

Prezența carbonului în structura materialelor refractare contribuie la îmbinarea proceselor de coroziune și eroziune la stadiile inițiale.

Mecanismul de uzură se schimbă esențial în prezența carbonului prin faptul că, în contact cu topitura oxidică, carbonul se oxidează, presiunea parțială a gazelor formate din reacție micșorează viteza de migrare a topiturilor oxidice, iar prezența carbonului liber în zonele mai adînci împiedică umectarea cu topitură a capilarelor caracteristice structurii produselor refractare. Astfel, se explică reducerea vitezei de uzură a produselor arse și impregnate față de cărămizile temperate (fig. 2).

Legătura dintre conținutul de carbon și rezistența la zgură a căptușelilor a fost analizată de mulți cercetători care au ajuns la concluzia că structura carbonică depinde de structura porilor masei de bază a cărămizii.

O structură cu pori mici și o distribuție uniformă a carbonului este mai rezistentă la

nfiltrarea zgurei decît o structură cu pori mari și distribuția necorespunzătoare a carbonului. Carbonul apare ca particule foarte mici la întîmplare sau ca particule mari care ocupă porii în întregime formînd un schelet sau cadru. El micșorează adîncimea de pătrundere a ionilor de Fe și migrarea CaO și SiO în cărămidă, unde este prezent de la 1 la 5 mm de la fața caldă. Cărămizile cu carbon se uzează uniform, au o bună rezistență la exfoliere, existînd diferențe mici ale proprietăților în adîncime.

Cărămizile lipsite de carbon prezintă uzură neuniformă cu pierderea bruscă a unei grosimi apreciabile (exfoliere), existînd diferențe mari ale proprietăților în adîncime.

Cele mai moderne și reușite căptușeli refractare realizate pentru diferite agregate termice (furnale înalte, oale de transportat fontă, convertizoare, recipiente RH, DH, cuptoare electrice, cuptoare pentru metale neferoase, oale pentru turnat oțelul) sînt cele din refractare bazice cu adaos de grafit. Utilizarea grafitului la fabricarea produselor refractare a crescut foarte mult în lume, exploatîndu-se azi în țări ca : Madagascar, Republica Sri Lanka, S.U.A., Canada, Cehoslovacia, Coreea, Mexic, Italia, U.R.S.S., R.F.G.

Produsele bazice cu grafit au o performanță mult mai bună decît produsele bazice arse datorită rezistenței excelente la zgure, rezistenței termice și structurale.

Grafitul este componentul care, prin structura sa specifică, face ca suprafața refractarelor în compoziția cărora este înglobat să nu fie udată de apă, metale, substanțe organice sau zgure.

Structura specifică a grafitului duce și la o comportare electrică excepțională, cu o conductivitate termică ridicată.

Comportarea excepțională a refractarelor cu grafit la acțiunea corosivă a zgurelor metalurgice a fost explicată prin studiile microscopice efectuate pe produsele cu grafit, studii care au relevat următoarele :

La produsele magnezitice și dolomitice cu grafit s-au pus în evidență procesele de oxidare — erodare — corodare la contact cu topitura. În urma reducerii cu MgO de către carbon, produșii de reacție sînt Mg și CO. Din punct de vedere termodinamic se poate scrie :

MgO solid + C solid = Mg(gaz) + CO(gaz).

Vaporii de magneziu se oxidează formînd *stratul de protecție din MgO*, care duce la micșorarea penetrării zgurei.

Creșterea cristalelor de magneziu, apariția efectului de punte între particulele de magnezie brută și densificarea particulelor de magnezie puse în evidență la microscop întăresc concluzia formării stratului protectiv din MgO.

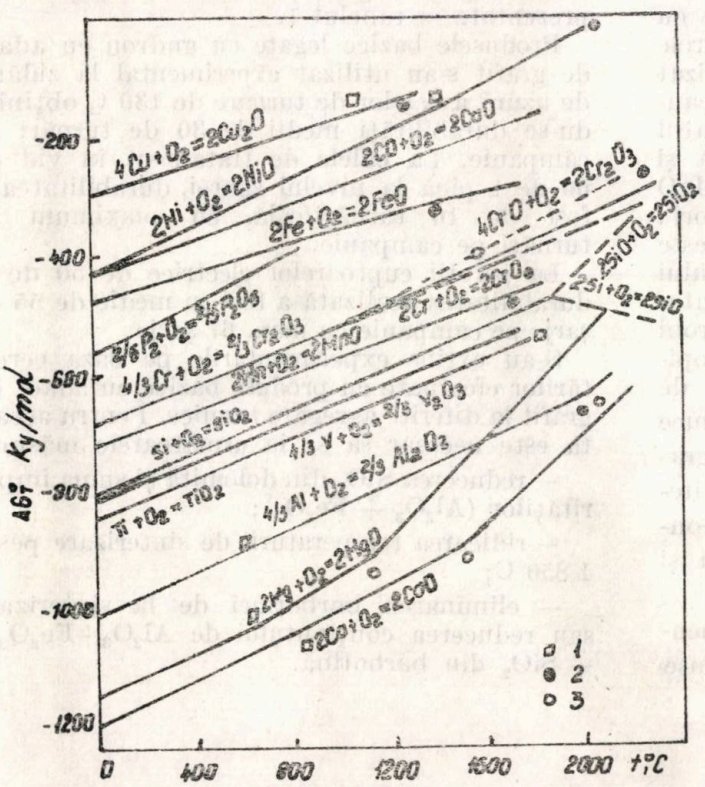


Fig. 1. Temperatura în funcție de oxizii de formare : *1*, *2*-punctele de fuziune corespunzătoare metalului și oxidului ; *3* — punctele de fierbere ale metalului (după Filipov)

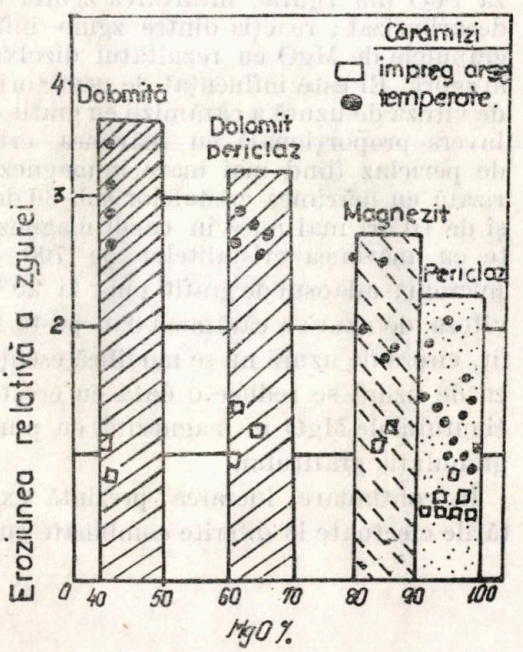


Fig. 2. Uzura termică diferențială a diferitelor sortimente ale produselor bazice în funcție de conținutul de Mg

Tabelul 1

Caracteristicile fizico-chimice ale cărămizilor bazice legate cu gudron cu adaos de grafit

Sortul de cărămidă	Compoziția chimică, %							Caracteristicile fizice			
	SiO_2	Fe_2O_3	Fe	Al_2O_3	CaO	MgO	P.C.	Densitatea aparentă, g/cm³	Capacitatea de absorbție, %	Porozitatea aparatului, %	Greutatea volumetrică, g/cm³
Cărămizi bazice legate cu gudron cu adaos de grafit	—	—	—	Carbon min. 10	—	min. 30	—	min. 2,70	—	max. 8	min. 2,8
Condiții STI											
Q 87	4,40	3,94	2,76	2,54	31,60	37,0	15,16	2,73	0,75	1,97	2,8
Q 89	4,14	4,0	2,75	2,70	31,60	36,9	15,54	2,81	0,82	2,14	2,8
OT 10	3,22	3,50	1,75	4,50	40,14	36,0	8,90	2,95	2,0	5,85	2,8
OT 11	3,0	2,70	2,0	3,70	40,00	36,8	8,00	2,90	2,0	5,80	2,8

Cercetările efectuate asupra purității grafitului au arătat că rezistența la coroziune a cărămizii bazice cu grafit crește o dată cu creșterea purității grafitului.

În toate cazurile, pentru a preveni oxidarea cărămizii bazice cu grafit, deci pentru reducerea vitezei de ardere a carbonului se intercalează adaosuri de carburi metalice sau metale antioxidante formatoare de carburi (pulbere de magneziu, siliciu, aluminiu).

Adaosurile antioxidante se utilizează sub formă fină în proporție de 1—5%.

Mecanismul de uzură a cărămizii bazice cu adaos de grafit este determinat de următoarele trei procese : formarea unui strat decarburizat datorită oxidării grafitului, în principal din cauza FeO din zgură ; infiltrarea zgurei în stratul decarburizat ; reacția dintre zgura infiltrată și granulele de MgO cu rezultatul dizolvării MgO în zgură. El este influențat de următorii factori : de viteza de uzură a cărămizii cu grafit care este invers proporțională cu mărimea cristalitului de periclaz fiind mai mare în magnezita sinterizată cu mărimea cristalelor sub 30 de microni și de 10 ori mai mică în cazul magnezitei topite cu mărimea cristalitelor de 700—1000 de microni ; adaosul de grafit pînă la 20% reduce viteza de uzură a cărămizii dar, peste 20% grafit, viteza de uzură nu se modifică esențial ; viteza de uzură se reduce o dată cu creșterea conținutului de MgO în magnezită, cu puritatea și granulația grafitului.

În continuare, lucrarea prezintă experimentările efectuate la diferite combinate cu produse dolomitice legate cu smoală cu adaos de grafit la diferite agregate termice.

S-au fabricat, conform proceselor tehnologice elaborate de ICEM, cărămizi bazice (dolomitice, magnezitice, magnezio-dolomitice), legate cu gudron cu adaos de grafit din materii prime ca : magnezită sinterizată, dolomită sinterizată, deșeuri magnezitice prelucrate, adaosuri antioxidante, pulbere de aluminiu sau siliciu, smoală și grafit.

Caracteristicile fizico-chimice ale cărămizilor bazice legate cu gudron cu adaos de grafit sînt prezentate în tabelul 1.

Produsele bazice legate cu gudron cu adaos de grafit s-au utilizat experimental la zidăria de uzură a oalelor de turnare de 130 t, obținîndu-se durabilități medii de 30 de turnări pe campanie. La oalele de tratament în vid de 60 de t pînă la nivelul zgurei, durabilitatea a fost de 10 turnări/oală, cu maximum 15 turnări pe campanie.

La pereții cuptoarelor electrice de 50 de t, durabilitatea realizată a fost în medie de 55 de șarje pe campanie cu max. 67 șarje.

S-au extins experimentările pe baza cercetărilor efectuate cu produse bazice cu adaos de grafit la diferite agregate termice. Pentru aceasta este necesar să se ia următoarele măsuri :

— reducerea SiO_2 din dolomită și suma impurităților ($Al_2O_3 + Fe_2O_3$) ;

— ridicarea temperaturii de sinterizare peste 1 850°C ;

— eliminarea barbotinei de la sinterizare sau reducerea conținutului de $Al_2O_3 + Fe_2O_3 + SiO_2$ din barbotină.

Dr. G. Collin
Rütgerswerke A.G.
R. F. Germania

Posibilități de utilizare industrială a produselor secundare din industria cocsochimică*)

C.Z: 662.74

Este o sarcină a chimiei considerarea deșeurilor industriale ca o posibilitate de recuperare a materiilor prime și de utilizare a lor în scopul rezolvării necesităților omului.

Deșeurile și produsele secundare se datorează circuitului de materiale al societății de consum (fig. 1).

Prin intermediul chimiei și al metalurgiei omul transformă materiile prime provenite din cărbune, țiței, lemn și minerale anorganice în materii de bază organice și anorganice pe care, la rîndul lor, printr-o prelucrare și transformare ulterioară le transformă în produse ca: alimente, îmbrăcăminte, medicamente și mijloace de comunicație. Din procesele chimice și metalurgice de transformare rezultă deseori deșeuri și produse secundare provenite din consum, care, în cazuri rare, pot fi reutilizate direct ca materii prime secundare. Prin posibilitățile multiple de transformare a materiei în vederea reintroducerii în circuitul de material, chimia este răspunzătoare și datoare să redea circuitului proceselor industriale deșeurile sub formă de produse secundare și, conform posibilităților, să repună în circuitul de recuperare a materiilor prime deșeurile rezultate din consumul de produse finite.

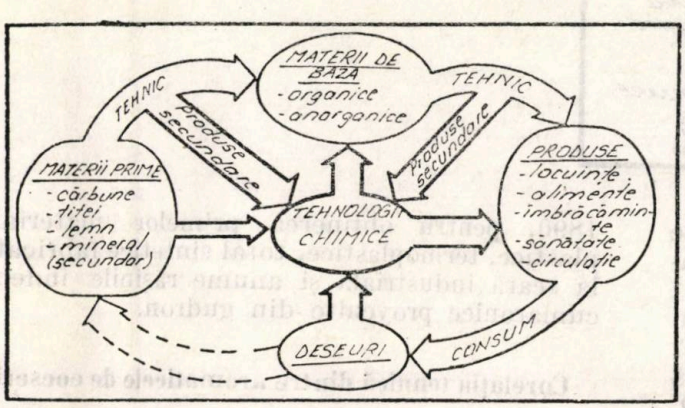


Fig. 1. Utilizarea deșeurilor ca sursă de materii prime

* Lucrare prezentată la Seminarul privind tehnologiile moderne folosite în industria metalurgică din 6.10.1987, Galați, România.

Produse secundare ale cocsificării huilei

Prin cocsificarea huilei se produce, pe lîngă cocs metalurgic ca produs de bază pînă la 80 %, o serie întreagă de produse secundare (cca 12% gaz de cocserie cu pînă la 60% vol. hidrogen, component de bază; 0,2% amoniac și 0,1% hidrogen sulfurat) care pot fi prelucrate în continuare, obținîndu-se sulfat de amoniu, 4% apă pirogenetică cu conținut de fenol brut, 1% benzen brut cu un conținut de benzen de cca 65% și în final 3% gudron de huilă cu un conținut preponderent de hidrocarburi aromatice condensate.

Gazul de cocs s-a utilizat în trecut ca sursă de hidrogen pentru hidrogenarea cărbunelui și rafinarea catalitică sub presiune a benzenului brut.

În prezent, cea mai mare parte a gazului de cocserie se utilizează pentru producerea curentului electric și a căldurii, fiind totodată și o sursă potențial importantă de hidrogen. Procedeele mai noi de adsorbție alternativă sub presiune cu zeoliți sau cărbune activ ca agenți de adsorbție pot separa hidrogenul din gazul de cocs [1].

În regiunea Ruhr funcționează, din anul 1982, o instalație industrială de separare a hidrogenului din gazul de cocserie, prin procedeul arătat mai sus, cu o producție de 10 000 m^3/h [2]. Hidrogenul se introduce într-o rețea de gaz cu lungimea de 210 km, la care se adaugă și alte surse de hidrogen, hidrogenul provenit din electroliza clorurii de sodiu, din gazele de la rafinarea țițeiului, ca și din dehidrogenarea etilbenzenului [3].

Producerea sulfatului de amoniu din gazul de cocs a devenit nerentabilă, deoarece utilizarea lui ca îngrăşământ, în special în Europa, din cauza acidulării terenurilor arabile este nerecomandabilă. Din această cauză, în cocseriile moderne hidrogenul sulfurat este deseori prelucrat în acid sulfuric sau sulf elementar, iar amoniacul este ars sau, în urma descompunerii în azot, reintrodus în gazul de cocserie [4].

În general, conform procedeului Pott-Hilgenstock, fenolul brut provenit din apa pirogenetică de la cocserie este extras de la distilarea gudronului de huilă [5].

Benzenul brut şi gudronul de huilă sînt materii prime pentru industria chimică, furnizoare de substanţe aromatice.

Procedee clasice în domeniul prelucrării gudronului de cocserie

Dezvoltarea industriei chimice pe baza substanţelor aromatice a fost legată de descoperiri importante în chimia gudronului care astăzi stau la baza sintezei coloranţilor, a maselor plastice, a medicamentelor, precum şi a produselor carbonice tehnice.

Printre procedeele clasice din domeniul chimiei gudronului se numără descompunerile de aromatice, dezvoltările în vederea utilizării lor şi dezvoltarea unor procedee de obţinere şi transformare a acestora (fig. 2).

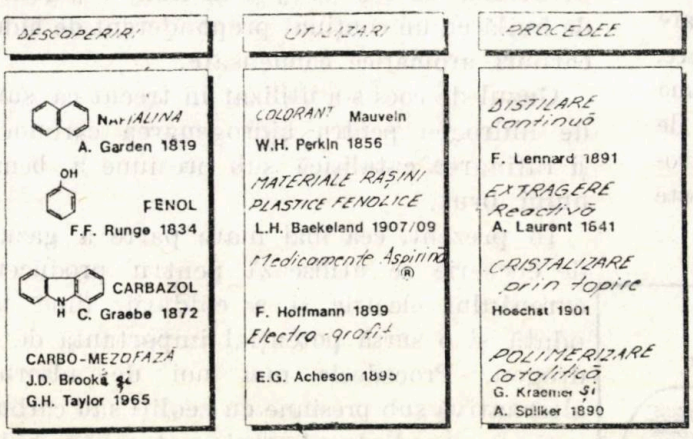


Fig. 2. Procedee clasice în chimia gudronului [6]

În chimia gudronului, au fost descoperite numeroase hidrocarburi aromatice fundamentale pentru industria chimică, ca de exemplu: naftalina (Al. Garden), în anul 1819; fenolul (F. Runge), în anul 1934; carbazolul (C. Graebe), în anul 1872 şi mezofaza carbonică lichid-cristalină din smoala de huilă (J. D. Brooks şi G. H. Taylor), în anul 1965.

În chimia gudronului au fost dezvoltate utilizări ale aromaticelor prin trasformarea lor chimică, în scopul rezolvării necesităţilor societăţii; W. H. Perkin a sintetizat primul colorant artificial, anilina, în anul 1856 şi prima vopsea textilă; Lr. H. Baekeland a realizat, între anii 1907 şi 1909, primul material duroplastic sintetic pe bază de răşină fenol-formaldehidă; F. Hoffmann a realizat în anul 1899 aspirina din fenol, atît de apreciată în prezent; E. G. Acheson a obţinut, în anul 1895, pentru prima dată, electrografit artificial din smoală de huilă.

În vederea obţinerii şi prelucrării aromaticelor au fost dezvoltate noi procedee în domeniul chimiei gudronului.

Astfel, în anul 1831, Fr. Lennard a realizat cuptorul tubular necesar dezvoltării procedeelor de distilare continuă. Acesta a fost procedeul de bază pentru separarea primară a amestecului mai multor fracţii din gudronul de huilă, procedeu care ulterior a fost adoptat de industria petrolului. A Laurent a realizat, în anul 1841, procedeul de extragere selectivă şi obţinere a fenolului din gudron, care reprezintă începutul dezvoltării tehnicii de extracţie, lichid-lichid. Uzinele de coloranţi Hoechst au introdus în tehnică, în corelaţie cu sinteza indigoului în anul 1901, cristalizarea prin topire, în scopul purificării acidului monoclor acetic utilizat la sinteza indigoului din aromatice pe bază de gudron. Aceasta a constituit un alt procedeu important de obţinere a aromaticelor din fracţiile de distilare. Procedeul de bază, de polimerizare catalitică a fost dezvoltat de G. Kraemer şi A. Spilker în anul 1890, pentru obţinerea primelor materiale plastice, termoplastice, total sintetice fabricate la scară industrială şi anume răşinile indencumaronice provenite din gudron.

Corelaţia tehnică dintre aromaticele de cocserie

În prezent, chimia gudronului de huilă este în strînsă corelaţie cu fabricaţia cocsului metalurgic, cu metalurgia, cu chimia organică, cu fabricarea materialelor plastice, cu prelucrarea lemnului şi cu electrotehnica.

În prezent, în cca 400 de cocserii, aproximativ 450 mil. t huilă/an sînt transformate în cca 350 mil.t/an cocs metalurgic, utilizat pentru prelucrarea în furnal a cca 800 mil. t/an minereu de fier, în 450 mil. t/an fontă brută (fig. 3). Prin aceasta, procedeul de cocsificare a devenit cel mai important procedeu industrial din domeniul industriei chimice. Produsele de condensare se cifrează la cca 5 mil. t/an benzen brut şi 15 mil. t/an gudron de huilă. Aceste produse rezultate din procesul de cocsificare se convertesc în aromatice chimice şi produse cărbunoase (cca 130 rafinării de aromatice).

Rafinăriile de aromatice utilizează procedeele de bază prezentate în figura 4.

Alte procedee importante sînt: piroliza uleiurilor aromatice în vederea producerii negrului de fum tehnic; impregnarea cu uleiuri aromatice în vederea protecţiei pe durată lungă a lemnului de construcţie; oxidarea şi substituţia hidrocarburilor aromatice şi a heterociclurilor de azot în vederea sintezei coloranţilor, a substanţelor de protecţie a plantelor şi a medicamentelor, ca şi policondensarea fenolilor cu formaldehidă în vederea obţinerii răşinilor fenolice pentru bimetale duroplastice.

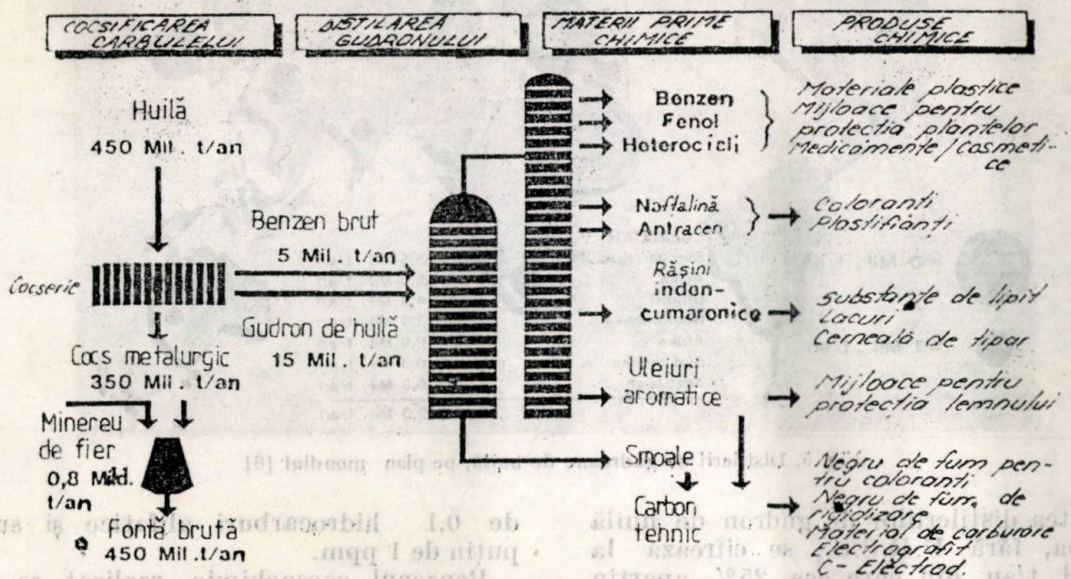


Fig. 3. Hidrocarburi aromatice obţinute la cocsificarea huilei [6]

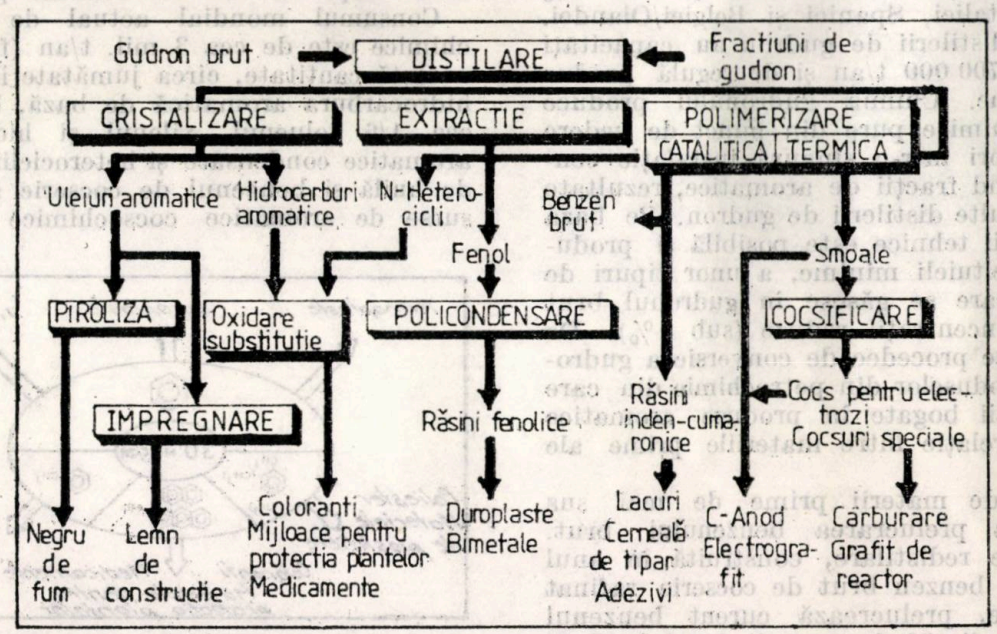


Fig. 4. Procedee tehnologice în chimia gudronului de huilă [6]

Ca urmare a legăturii dintre fabricarea fierului și a cocsului, majoritatea distileriilor de gudron din chimia cărbunelui se află în țările industrializate cu producție proprie de oțel, în special în Europa, U.R.S.S., sud-estul Asiei și America de Nord. Capacitatea mondială totală a distileriilor de aromatice din chimia cărbunelui, destinate prelucrării de gudron de huilă și benzen brut, se cifrează la cca 19 mil. t/an.

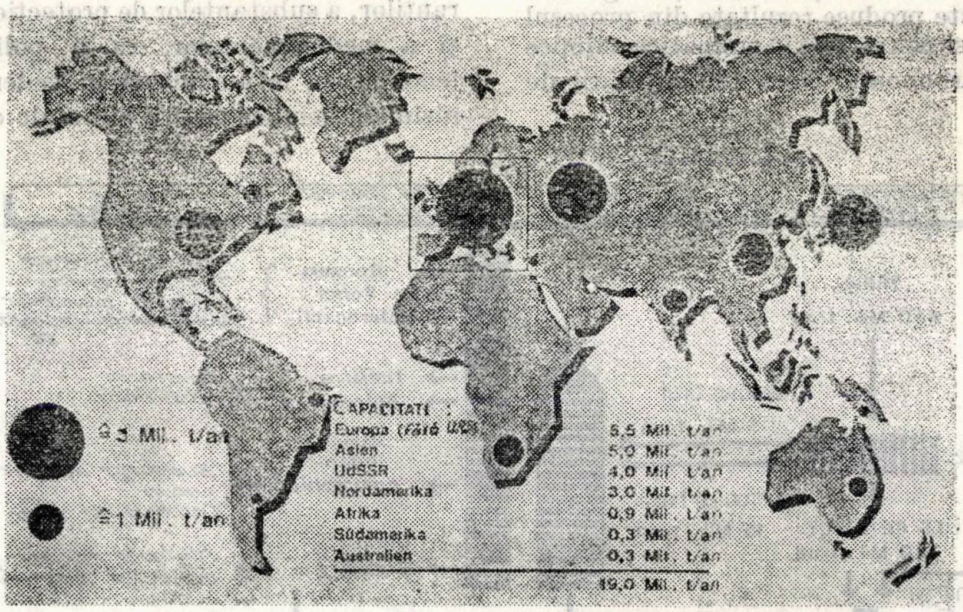


Fig. 5. Distilerii de gudroane de huilă, pe plan mondial [6]

Capacitatea distileriilor de gudron de huilă din Europa, fără U.R.S.S., se cifrează la cca 5,5 mil. t/an, din care cca 25% aparțin R. F. Germaniei; 15% Poloniei; 10% Angliei; 10% Franței și Cehoslovaciei și cca 5% României, Italiei, Spaniei și Belgiei/Olandei.

Anumite distilerii de gudron au capacități de pînă la 700 000 t/an și de regulă produc materii prime. Chimia gudronului produce aromatice chimice pure din punct de vedere tehnic, deseori într-o singură instalație centrală, utilizînd fracții de aromatice, rezultate de la mai multe distilerii de gudron. Pe baza acestei soluții tehnice este posibilă și producerea, cu cheltuieli minime, a unor tipuri de aromatice care se găsesc în gudronul brut numai în concentrații reduse (sub 1%). De asemenea, alte procedee de conversie a gudronului și a produselor din petrochimie din care rezultă fracții bogate în produse aromatice duc la o corelație între materiile prime ale acestora.

Corelația de materii prime de mai sus există și la prelucrarea benzenului brut. Instalația de redistilare, construită în anul 1985, pentru benzen brut de cocserie rafinat sub presiune, prelucrează curent benzenul brut rezultat din 20 de cocserii și trei distilerii de gudron, cu o cantitate de la 336 000 t/an pînă la 223 000 t/an benzen brut, toluen și amestecuri de substanțe omoloage benzenului. Se utilizează procedeul de distilare extractivă dezvoltat de firma Krupp-Koppers, pe bază de N-formilmorfolină (procedeul Morphylane) ca agent de antrenare în vederea eliminării substanțelor nearomatice [7]. Benzenul astfel realizat are o puritate de 99,9%, cu un conținut de 0,1 hidrocarburi alifatice și sulf mai puțin de 1 ppm.

Benzenul cocsochimic realizat ca produs secundar în industria cocsochimică este amestecat împreună cu cel realizat petrochimic.

Consumul mondial actual de aromatice chimice este de cca 3 mil. t/an (fig. 6). Din această cantitate, circa jumătate îl constituie hidrocarbura aromatică de bază, benzenul și cca 1/6 toluenul, xilenul și hidrocarburile aromatice condensate și heterociclii. Gudronul de huilă și benzenul de cocserie acoperă ca surse de aromatice cocsochimice cca 25%

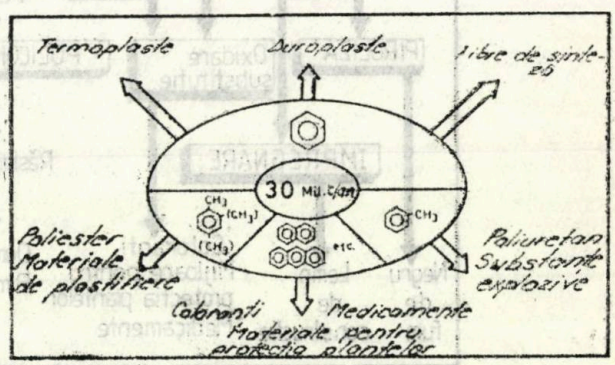


Fig. 6. Necesarul mondial de aromatice chimice [8]

din necesarul mondial de aceste aromatice chimice, din care 15% îl constituie necesarul de benzen chimic (în R.F.G cca 20%) şi mai mult de 95% necesarul de aromatice condensate şi heteroaromatice. În cazul naftalinei, procentul mondial de naftalină cocsochimică din gudronul de huilă este de cca 85%, iar cel al R. F. Germaniei este de 90%.

Distilarea primară a gudronului de huilă

În timp ce la rafinarea benzenului brut etapa finală este distilarea, la rafinarea gudronului de huilă etapa primară este distilarea.

O astfel de instalaţie de distilare primară a gudronului de huilă există în rafinăria de aromatice Rütgers Castrop-Rauxel cu o capacitate de cca 0,5 mil. t/an. În acest sistem este necesar un grad de rectificare atît de înalt, încît chiar în etapa primară pot fi produse aromatice în cantitate de pînă la 50—80%.

Naftalina prin cristalizare

În figura 7 se prezintă cristale ale naftalinei pure. Aromatul cu două nuclee benzenice are un punct de topire de 80°C. Din fracţia sa primară, naftalina este obţinută în stare pură prin al doilea procedeu fundamental de rafinare agudronului : cristalizarea.

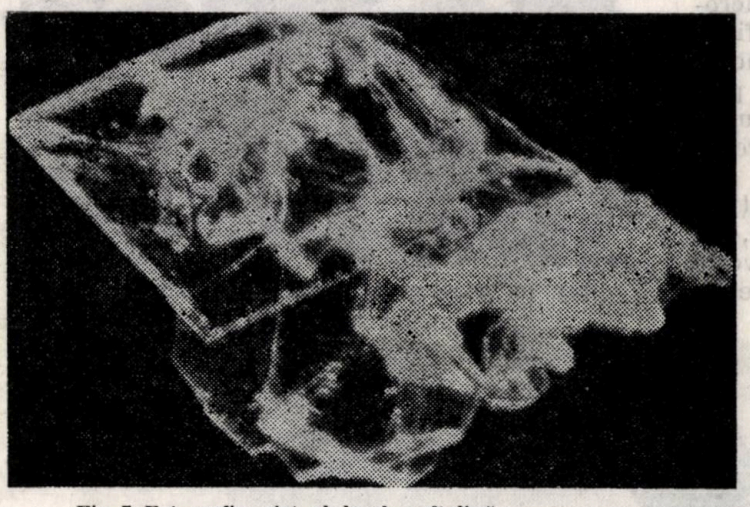


Fig. 7. Fotografia cristalelor de naftalină

Încă din anul 1981, în rafinăria Rütgers Castrop-Rauxel, s-a pus în funcţiune o instalaţie destinată obţinerii naftalinei pure din punct de vedere tehnic, instalaţie care funcţionează conform unui procedeu similar de cristalizare prin topire şi fracţionare.

Această instalaţie are o capacitate de 60 000 t/an. Instalaţia respectivă funcţionează conform principiului de cristalizare din topitură în film realizat prin stropire. Naftalina astfel obţinută prezintă o puritate de 99%.

Solventul — alchilnaftalină

O nouă dezvoltare a naftalinei pure este alchilarea şi utilizarea alchilnaftalinei formate ca solvent cu proprietăţi specifice — la hîrtia indigo.

Alchilarea naftalinei cu propenă dezvoltată de Friedel — Crafts poate fi în aşa fel realizată prin intermediul catalizatorilor de silicat de aluminiu, încît ca produs de bază se formează un amestec de izomeri — pe bază de diizopropilnaftalină (fig. 9). Acest amestec de izomeri de alchilnaftaline are, comparativ cu aromaticele de bază, un domeniu de fierbere cu 70—80°C mai mare, un punct de congelare cu peste 110° C mai scăzut şi un punct de inflamabilitate mai mare cu 50—130°C. Acesta este un solvent cu denumirea comercială

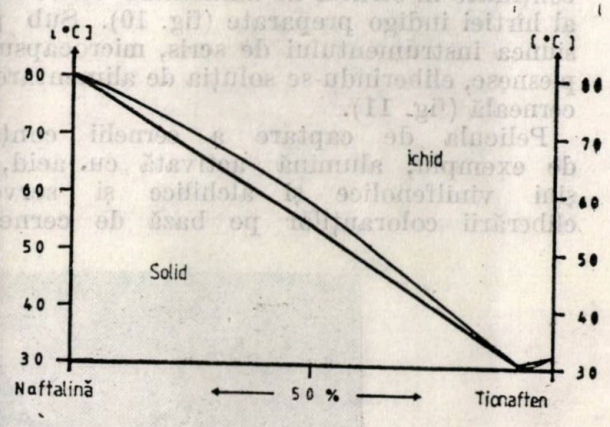


Fig. 8. Diagrama de fază a naftalinei şi tionaftenului [8]

Elementul însoţitor heteroaromat nepolar al naftalinei este tionaftenul care are un punct de fierbere numai cu 2°C peste cel al naftalinei. În amestec cu naftalina, tionaftenul formează un eutectic, la un conţinut de tionaften de cca 93%.

Conform diagramei din figura 8, separarea tionaftenului de naftalină este posibilă prin topire şi cristalizare în mai multe trepte, fără folosirea unui solvent selectiv.

KMC, nu are miros, are limpezimea apei şi nu este toxic pentru mediul înconjurător.

În anul 1986, industria gudronului din R.F.G. — Japonia a realizat o instalaţie de sinteză cu o capacitate de 10 000 t/an destinată alchilării naftalinei. Această instalaţie se află în rafinăria de aromatice Duisburg — Meiderich.

Principiul de fabricaţie a hîrtiei indigo se bazează pe faptul că mai întîi este închisă

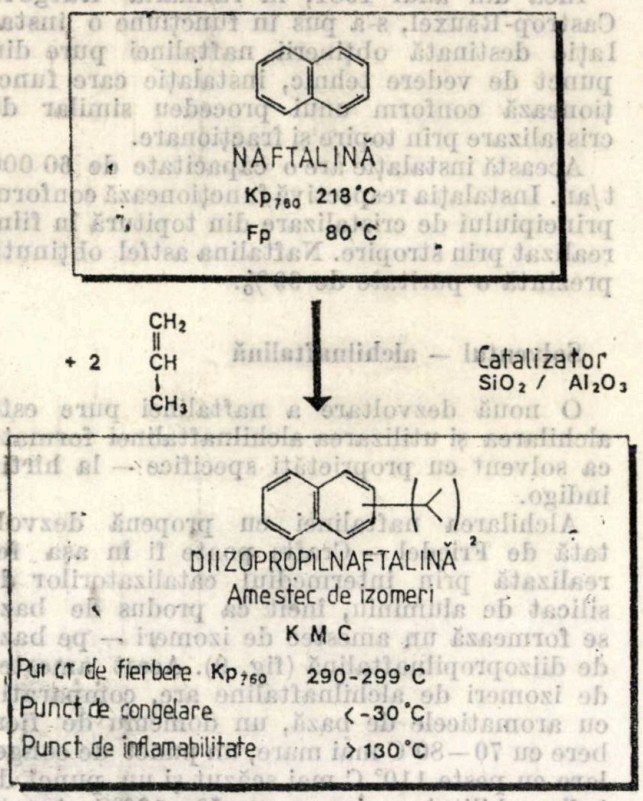


Fig. 9. Alchilarea naftalinei [6]

în microcapsule o cerneală incoloră. Microcapsulele au diametrele de 1—10 μm, fiind conținute în stratul de alimentare cu cerneală al hîrtiei indigo preparate (fig. 10). Sub presiunea instrumentului de scris, microcapsulele plesnesc, eliberîndu-se soluția de alimentare cu cerneală (fig. 11).

Pelicula de captare a cernelii conține, de exemplu, alumină activată cu acid, rășini vinilfenolice și alchilice și servește eliberării coloranților pe bază de cerneală, incolori pînă în acel moment. Soluția de alimentare cu cerneală conține 3% cristal-violet-lacton și 1,5% albastru N-benzilleucometilen. Din acest amestec de leucocoloranți, se formează, într-un mediu acid, printr-o peliculă de captare a cernelii și prin autooxidare, un amestec albastru de coloranți, practic insolubil. Pentru acest gen de leucocoloranți aromatici, amestecul de izomeri pe bază de diizopropilnaftalină KMC este un solvent bun și eficient. Prin dezvoltarea în continuare a informațiilor automatizate mecanice, crește importanța hîrtiei indigo de acest tip. Potențialul pieței europene este în prezent de 20 000 t/an solvenți pentru 500 000 t/an hîrtie indigo [6].

Polimeri din aromatice obținute din gudron

Al treilea procedeu fundamental de prelucrare a gudronului de huilă este polimerizarea la care se utilizează aromatice reactive de gudron.

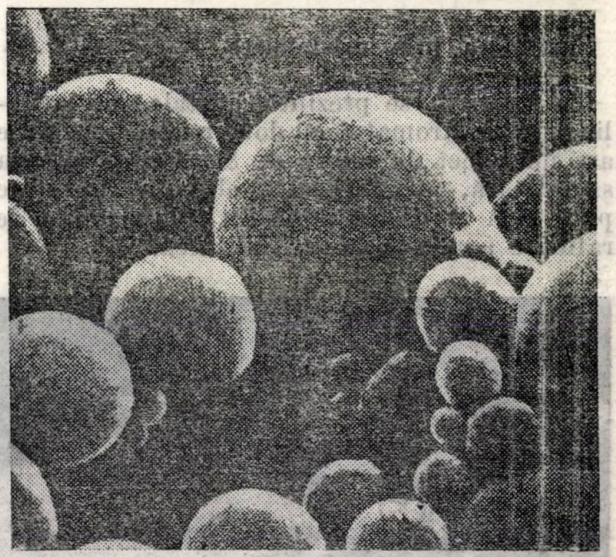


Fig. 10. Microcapsule pentru hîrtia indigo chimică

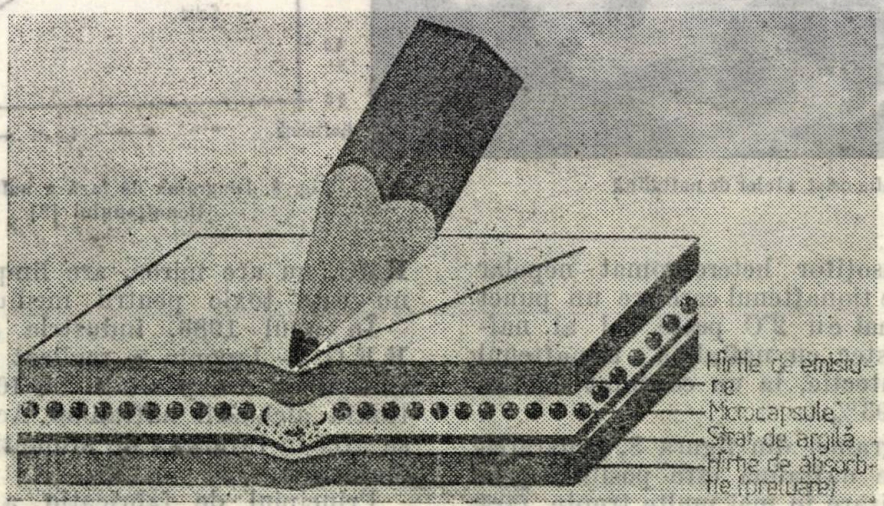


Fig. 11. Principiul de utilizare a hîrtiei indigo chimice [6]

În această serie de aromatice de gudron reactive sînt incluse aromaticele de vinil de tipul hidrocarburii inden, fenol și omologii acestuia, ca și arenele din fracțiunile de gudron care nu se evaporă, care sînt monomeri destinați obținerii polimerilor sintetici, cum sînt : rășinile indencumaronice, rășinile fenol-formaldehidice și carbomezofaze (fig. 12).

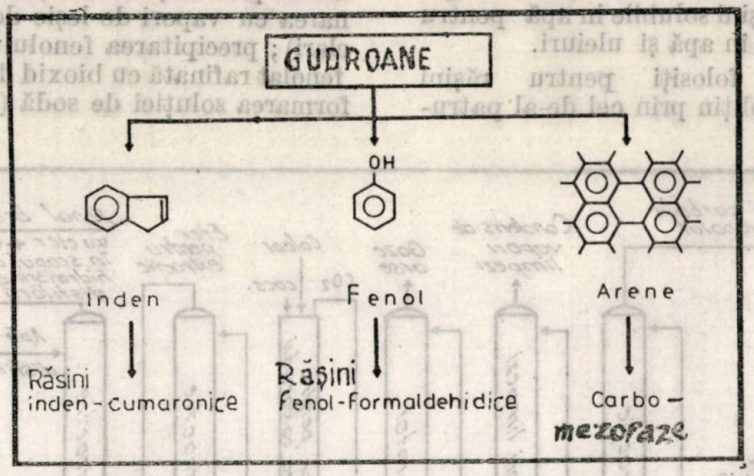


Fig. 12. Polimeri obținuți din aromaticele din gudron [9]

Aromaticele vinilice ca elemente de construcție moleculare ale rășinilor indencumaronice sînt, pe lîngă indenul deja menționat, stirenul cel mai simplu aromat vinilic și omologii vinil-toluenul, metil-stirenul, metil-indenul și metil-cumarona . Aceste aromatice vinilice fierb la 145—210°C și sînt componente ale uleiului ușor și ale uleiului carbolic din gudronul de huilă.

Din aceste fracții ale distilării primare a gudronului de huilă sînt extrase mai întîi cu hidroxid de sodiu, fenolii și cu acid sulfuric bazele piridinice. După aceea prin redistilare se obțin diferite fracții de ulei de rășină, în care aromaticele vinilice menționate sînt îmbogățite pînă 50—70%. Aceste fracții de ulei de rășină sînt, fără o altă fracționare fină produse de utilizare nemijlocită pentru polimerizarea catalitică, cu catalizatori Friedel-Crafts, cum sînt : trifluorura de bor, clorura de aluminiu, acidul fosforic sau acidul sulfuric.

Din punct de vedere tehnic, polimerizarea are loc în sistem discontinuu sau continuu. În reactoarele de polimerizare discontinue se pot realiza o mulțime de tipuri de rășini, printr-o comandă precisă a temperaturii de reacție, prestabilite. Prin polimerizare în reactoare cu amestec și funcționare continuă se obțin rășini cu o calitate foarte exactă fiind posibilă o conducere izotermă a reacției pentru obținerea unor rășini cu o distribuție îngustă a greutății moleculare care prezintă proprietăți de solubilitate și compatibilitate îmbunătățite. S-a realizat un reactor de polimerizare continuă pentru rășini indencumaronice cu o capacitate de producție de 8500 t/an.

În figura 13 se prezintă pastile ale unei rășini indencumaronice solide la temperatura camerei. Este un produs similar chihlimbarului. Rășinile indencumaronice nemodificate diferă în special prin luciu și punctele de înmuiere.

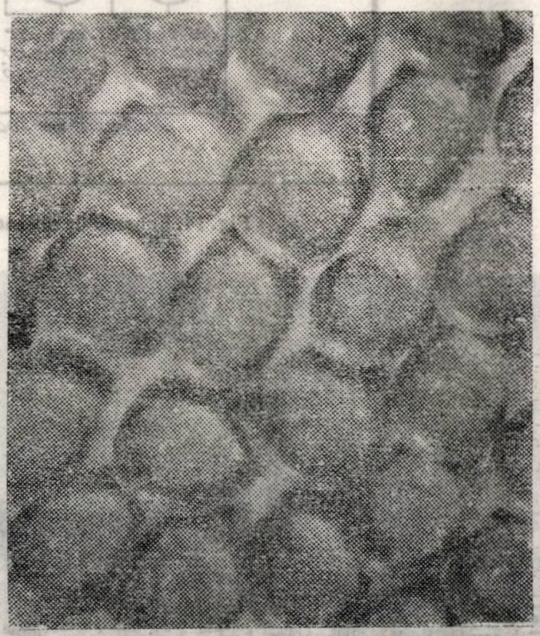


Fig. 13. Granule de rășini pe bază de indencumaronă

Greutățile moleculare medii, în corelație cu punctele de înmuiere, sînt între 600 și 1200 Dalton, punctele de înmuiere fiind situate între 0°C și cca 170°C. Luciul, conform scalei — Barrett este de la B 1/2 (galben, foarte deschis) pînă la B16 (maro închis). Rășinile sînt solubile în hidrocarburi aromatice, în hidrocarburi clorurate cetone, esteri și eteri, insolubile în hidrocarburi, alifatice, alcool, apă și, compatibile cu rășinile

naturale, fenolice şi epoxidice, cauciucul natural şi sintetic.

Răşinile indencumaronice pot fi modificate în mai multe moduri (ex. cu fenol), ceea ce contribuie la formarea unor răşini reactive solubile în alcool. Prin alte modificări se obţin: răşini solubile în benzine pentru lacuri, copolimeri de etilenă — acetat de vinil, ceară; răşini compatibile pentru materiale de lipit prin topire la cald; răşini solubile în apă pentru lacuri care se diluează în apă şi uleiuri.

Monomerii-fenolici folosiţi pentru răşini fenolformaldehide se obţin prin cel de-al patrulea procedeu fundamental de rafinare a gudronului, şi anume prin extracţia uleiului de carbol din gudronul de huilă, precum şi din apele reziduale de la cocserie.

Ca solvent selectiv şi reactiv chimic se utilizează hidroxidul de sodiu. Procedeul prezentat din figura 14 constă din şase etape de bază: extragerea uleiului carbolic cu hidroxid de sodiu diluat prin obţinerea leşiei de fenolat brut; rafinarea cu vapori de leşie de fenolat brut (vapori clari); precipitarea fenolului brut din leşia de fenolat rafinată cu bioxid de carbon, o dată cu formarea soluţiei de sodă (saturare); rafinarea

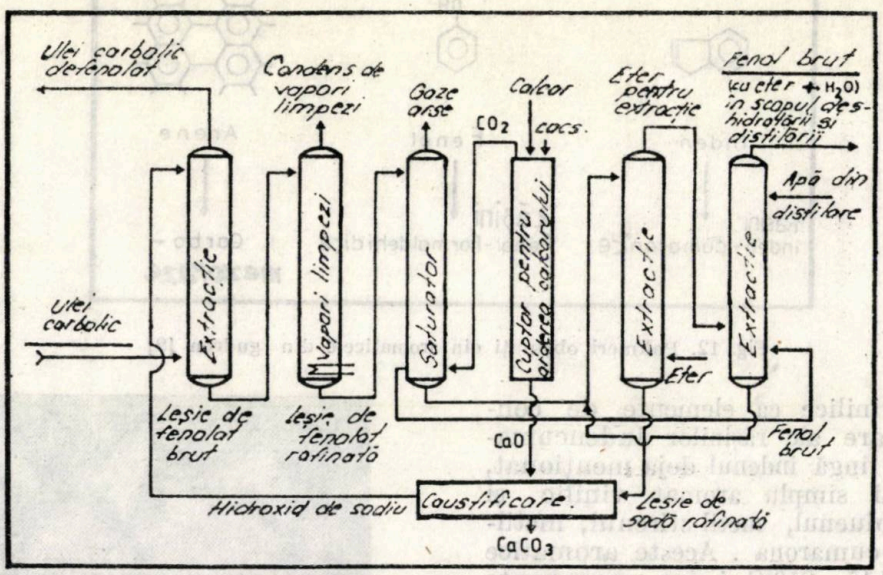


Fig. 14. Schema de obţinere a fenolului brut prin extracţie [9]

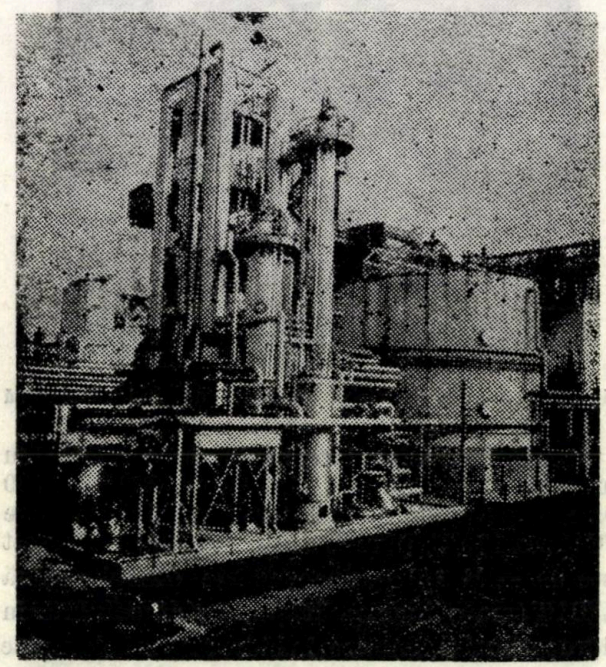


Fig. 15. Instalaţie de producere a fenolului brut de la Castrop-Rauxel

soluţiei de sodă prin extracţie cu eter; separarea fenolului brut prin salifiere şi extracţie cu apă; regenerarea leşiei de carbonat de sodiu prin caustificarea soluţiei de sodă cu oxid de calciu. Fenolul brut extras din apele reziduale provenite din cocserii este introdus în procesul de prelucrare sub formă de soluţie de fenolat.

În figura 15 se prezintă o instalaţie de obţinere a fenolului brut, în rafinăria de aromatice Rütgers Castrop — Rauxel, cu o capacitate de cca 30 000 t/an. Fenolul brut cu conţinut de eter şi apă, obţinut prin extracţie, este trecut întîi într-o instalaţie de distilare unde este eliberat de eter şi apă, după care este separat prin distilare în fenol tehnic pur, o-crezol tehnic pur, un amestec de izomeri compus din m-crezol — 70% şi 30 % p-crezol şi în diferite fracţii de dimetil fenol.

În policondensare, ca al cincilea procedeu fundamental pentru sinteza răşinilor duroplastice de fenolformaldehidă, se utilizează în special fenol, dar şi omologi o-crezol, m-crezol şi dimetilfenol sub formă tehnică pură şi în

amestecuri obținute din rafinarea gudronului [10]. Cealaltă materie primă (formaldehida) se obține prin dehidrogenarea catalitică în fază gazoasă a metanolului ca soluție apoasă de formalină. Policondensarea alcalină duce la rezolii care se întăresc fie prin tratament termic, fie în prezența catalizatorilor acizi, policondensarea acidă ducînd la obținerea de novolacuri solide stabile la temperaturi înalte (fig. 16). În rafinăria de aromatice Rütgers Duisburg — Meiderich s-au realizat doi reactori de policondensare pe bază de rășini fenolice ale unor bachelite cu un volum util de 45 m³ și o capacitate de producție de cca 30 000 t/an.

Rășinile de fenolformaldehide se utilizează ca lianți pentru materiale lemnoase prelucrabile. Aceste rășini fac parte din amestecurile de formare duroplastice din care se obțin cele mai importante materiale plastice de construcții (fig. 17) [10].

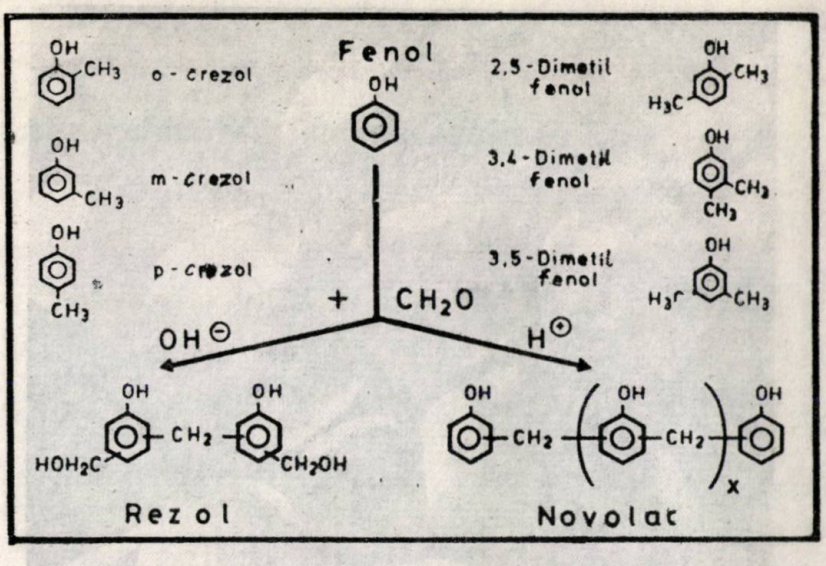


Fig. 16. Rășini obținute pe bază de fenol-formaldehidă, prin policondensare [8]

UTILIZARE	TIPUL DE RASINA
Prelucrarea materialelor lemnoase	Solutii apoase de rezol
Amestecuri de formare (materiale plastice pentru constructii)	Răsini pulbere de novolac si răsini solide
Materiale izolante (termice si fonice)	Solutii apoase si răsini pulbere de novolac
Lacuri si acoperiri	Solutii de novolac si rezol
Materiale plastice stratificate-industria electrotehnică (laminate)	Răsini modificate-rezol
Lianti de turnătorie	Rezol si novolac
Lianti pentru discuri abrazive	Solutie de rezol si răsină pulbere de novolac
Liant pentru piese de frictiune	Răsini modificate de novolac si rezol
Materiale pe bază de carbon	Rezol si novolac

Alte utilizări: Piese fasonate, adezivi, chituri, filtre
Aditive ale cauciucului, fibre, produse refractare
Suporti pentru flori, răsini schimbătoare de ioni
rotorezistentă, hîrtie indigo chimică, substante pentru extractia țițeiului.

Fig. 17. Utilizări ale rășinilor obținute pe bază de fenolformaldehidă

Ca liant cocsificabil, rășinile fenolice se folosesc în produsele refractare, în amestecuri de nisipuri de formare — pentru turnătorie și în materialele pe bază de carbon de tipul compozitelor C/C care se utilizează în special în aeronautică și astronautică.

Cabina cosmică Apollo — NASA are la partea din față un blindaj de protecție realizat din material plastic cu fibre solidificate pe bază de rășini fenolice [9].

materia primă pentru fabricarea electrozilor de grafit, utilizați la fabricarea oțelului electric.

În figura 18 se prezintă carbomezofazele dintr-o fracțiune specială de smoală de huilă, văzută la microscopul cu polarizare. Este vorba despre sferolite rotunde cu diametrele de pînă la 100 μm și mai mult. Ca și rășinile fenolice, carbomezofazele aparțin polimerilor duroplastici.

Fig. 18. Mezofaze carbonice văzute la microscopul de polarizare

Al treilea tip de polimeri din aromatice de gudron sînt carbomezofazele. Elementele de formare moleculare ale acestor carbomezofaze sînt aromatice condensate conținute de smoală. Aceste aromatice condensate se află mai întîi în smoala lichidă, într-un amestec izotrop. Prin tratamentul termic al smoalei se ajunge la reacția de policondensare a aromaticelor, cu eliminarea hidrogenului și formarea unor sisteme condensate foarte mari. Sistemele aromatice mari formează o ordonare anizotropă. Între aromaticele aflate într-o stare termică dezordonată izotropă și ordonarea anizotropă există un echilibru, fiind un sistem de cristale lichide sub formă de discuri, care poate fi pus în evidență prin microscopia cu polarizare.

Carbomezofazele lichid-cristaline, care se află într-o coalescență crescîndă, se realizează la temperaturi mai ridicate și printr-o policondensare ulterioară un cocs anizotrop solid.

Asemenea tipuri de cocsuri anizotrope pot fi grafitate cu ușurință. De aceea, ele constituie

La temperaturi înalte, aceștia se transformă ireversibil într-un cocs anizotrop care nu mai poate fi topit. Se fac cercetări pentru noi utilizări ale smoalei de huilă.

BIBLIOGRAFIE

[1] Knoblauch, K. Jüntgen H., Peters W. Erdöl Kohle Erdgas Petrochem 32, nr. 12, (1979), 551—556.

[2] Riquarts, H.P., Leitgeb P., Chem. Ing. Techn. 57, nr. 10, 843—849, (1985).

[3] Behrens (Hrsg.) D., Wasserstofftechnologie, DECHEMA, Frankfurt 1986.

[4] Bertling, H. Hoffmann, H., Pollert G., Prept. 1st Int. Cokemaking Congres, 13—18.9. 1987, vol. 1, B4.

[5] Wurm H. J., Glückauf 112, nr. 19, 1134—1138 (1976).

[6] Collin G., Zander M., Erdöl Erdgas Kohle 102, nr. 11, 517—5—4 (1986).

[7] Emmerich, G., Chem. Ind. 110, nr. 5, 386—903 (1986).

[8] G. Collin, Erdöll Kohle Erdgas Petrochem 38 nr. 11, 386—495 (1986).

[9] G. Collin, W. Lücke, Erdöl Kohle Erdgas Petrochem 38, nr. 3, 120—126 (1985).

[10] A. Knop, L. A. Pilato, *Phenolic Resins*, Springer — Verlag, Berlin — Heidelberg — New-York — Tokyo 1985.

Ing. I. Cloacă, ing. L. Păunescu,
ing. V. Dumitrescu
și ing. A. Ioana
ICEM

Considerații cu privire la folosirea arzătoarelor autorecuperative la uscarea oalelor de turnare

CZ : 621.746.32 ; 662.944.2

În orice proces tehnologic de încălzire în care se utilizează combustibili, se evacuează din incinta de lucru o cantitate însemnată de căldură conținută în gazele de ardere. Recuperatoarele clasice pot asigura o recuperare eficientă a acestei călduri, dar pierderile de căldură pe conductele de evacuare a gazelor arse, înainte de recuperator sau pe conductele de transport al aerului preîncălzit din recuperator la arzător, sînt destul de importante.

Arzătoarele autorecuperative, avînd înglobat recuperatorul de căldură chiar în corpul arzătorului, evită pierderile de căldură amintite mai sus. Gazele de ardere sînt absorbite din incinta de lucru prin ejecție sau prin exhaustare și sînt obligate să circule prin recuperator, unde se produce transferul de căldură între gaze și aerul de combustie introdus la temperatura mediului ambiant.

Metoda experimentărilor

Pe acest principiu s-a proiectat și realizat la ICEM un arzător autorecuperativ, funcționînd cu gaze naturale, cu puterea termică nominală de 250 kW, aplicat în procesul de uscare și încălzire a zidăriei oalelor de turnare a oțelului de 10—15 t. S-a adoptat un sistem de evacuare a gazelor arse prin ejecție, folosind ca fluid motor o parte din debitul de aer de combustie furnizat printr-o ramificație din conducta de aer de combustie fără nici un element de reglaj. În acest mod, puterea ejectorului este proporțională cu puterea termică a arzătorului.

Vitezele adoptate pentru aer și gaze arse s-au menținut cît mai constante, variind secțiunile de curgere în funcție de temperaturile zonale ale fluidelor.

În figura 1 se prezintă schița de amplasare a arzătorului pe standul vertical de uscare.

Rezultatele experimentale

În urma experimentărilor efectuate în industrie pe un stand vertical de uscare și încălzire

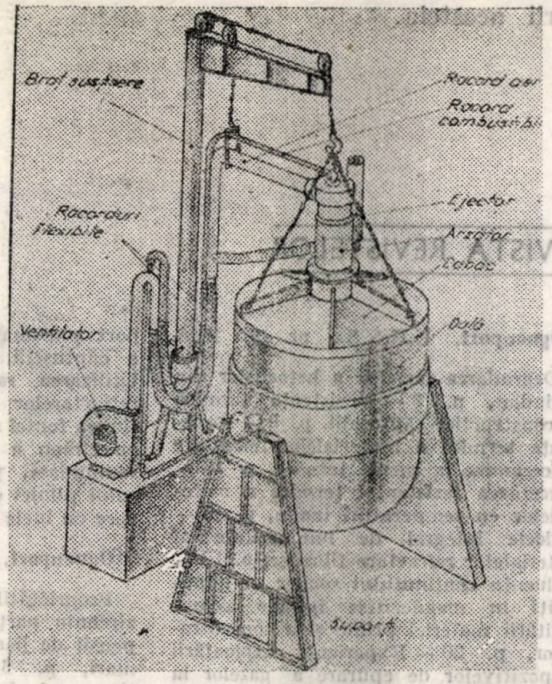


Fig. 1. Schița de amplasare a arzătorului pe standul vertical de uscare

a oalelor de 10—15 t, s-au obținut următoarele rezultate :

— temperatura de preîncălzire a aerului prin recuperarea căldurii gazelor arse rezultate în procesul propriu de ardere este de peste 300°C ;

— temperatura gazelor arse la ieșirea din recuperator înaintea ejectorului este sub 270°C ;

— stabilitatea flăcării este foarte bună într-un domeniu larg de excese de aer, atît la funcționarea cu aer rece, cît și la cea cu aer cald.

La regimuri termice sub cel nominal, se observă tendința de creștere a temperaturii de preîncălzire a aerului, în paralel cu creșterea temperaturii de evacuare din recuperator a gazelor arse.

Analizînd funcționarea arzătorului, rezultă importanța funcționării în condiții optime a sistemului de ejecție a gazelor arse, ducînd la necesitatea asigurării unei reglări automate

a depresiunii create de ejector la diferitele regimuri termice impuse de variaţia presiunii combustibilului, astfel încît funcţionarea ejectorului să fie optimă.

Eficienţa economică a utilizării arzătoarelor autorecuperative în procesul de uscare şi încălzire a oalelor de turnare, comparativ cu utilizarea actualelor arzătoare clasice, constă în realizarea unei economii de combustibil de cca 20 % atît datorită preîncălzirii aerului de combustie cît şi închiderii cît mai etanşe a incintei oalei cu un capac de dimensiunile gurii acesteia.

Concluzii

Este de precizat faptul că actualul arzător a trebuit să aibă din proiectare un gabarit limitat, datorită faptului că este susţinut de un braţ portarzător mobil existent, asupra căruia nu s-a intervenit decît cu modificări neesenţiale. Acest gabarit limitat a redus şi mărimea suprafeţei de schimb de căldură. Acest neajuns s-ar putea înlătura în cazul trecerii la încălzirea oalelor în poziţie orizontală, care se utilizează pe plan mondial, ceea ce ar permite atingerea unui grad de recuperare a căldurii gazelor arse mai ridicat.

REVISTA REVISTELOR

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 5, 1988

Degradarea termică a betoanelor din corindon, p. 3 — Rezistenţa termică a construcţiei căptuşelii, p. 9 — Rezistenţa termică a materialelor refractare şi ceramice la şocuri termice, p. 13 — Cercetarea rezistenţei termice a materialelor cu temperaturi înalte, p. 16 — Indicele integral de luminozitate al materialelor refractare fibroase, p. 17 — Influenţa conţinutului rocilor cu impurităţi în magnezitele iniţiale asupra calităţii materiei prime şi a concentratelor, p. 20 — Experienţa exploatării dispozitivelor de epurare a gazelor la cuptoarele rotative, p. 24 — Modernizarea filtrelor electrice GPK—42—3 la cuptoarele rotative, p. 26 — Răcirea prin pori a registrelor căptuşite de la cuptoarele industriale, p. 29 — Proprietăţile termofizice ale izolaţiei termice din corindon cu eficienţă ridicată în intervalul de temperaturi 500—2100 K, p. 33 — Studierea parametrilor de transport pneumatic la torcretarea cu flacără a căptuşelii convertizoarelor, p. 38 — Utilizarea raţională şi economică a refractarelor magneziene, p. 43 — Acţiunea fontei şi a zgurei asupra acoperirii cu zircon a căptuşelii gurilor de vînt scufundate, p. 46 — Căptuşirea piciorului pîlniei de la cuptoarele de cocsificare cu inele de beton, p. 49.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 6, 1988

Proprietăţile cristalelor dioxidului de zirconiu parţial stabilizat, p. 5 — Suspensii de liere ceramice cu concentraţii mari, p. 6 — Stabilizarea proprietăţilor reologice şi principiul concordanţei reo-tehnologice, p. 6 — Eficienţa metodei de emisiune acustică la aprecierea proprietăţilor de rezistenţă ale ceramicii şi refractarelor în funcţie de particularităţile de deformare ale acestora, p. 13 — Prelucrarea deşeurilor de refractare bacor, p. 19 — Cercetarea interacţiunii spinelului cu zgura de convertizor, p. 22 — Sinterizarea şi rezistenţa la hidratarea dolomitei din zăcămîntul de Zavodovsk, p. 24 — Produse silica cu adaos de deşeuri de haldă rezultate din întreprinderile de îmbogăţire a minereurilor de fier, p. 27 — Îmbogăţirea calităţii refractarelor pentru căptuşirea convertizoarelor, p. 31 — Alegerea regimurilor de presare prin vibraţii şi şoc a cărămizilor din materiale pulverulente, p. 33 — Analiza cîmpului de temperatură în alimentatorul refractar al maşinii de turnare continuă orizontală, p. 36 — Calculul termic al elementelor răcite cu apă la căptuşeala cuptorului electric pentru elaborarea oţelului, p. 40 — Influenţa structurii refractarelor asupra indicatorilor de torcretare cu flacără, p. 44 — Dinamica particulelor la torcretarea cu curent răsucit, p. 48 — Cercetarea cuptoarelor cu inducţie demontabile pentru topirea zincului cu căptuşeală pe bază de fibre ceramice, p. 51 — Piaţa mondială de refractare din periclaz şi carbon, p. 54.

Ing. D. Anghelina
Combinatul Siderurgic Hunedoara

Considerații privind conducerea procesului de decarburare în vid a oțelurilor inoxidabile

CZ : 669.046.564 ; 669.14.018.8

Dezvoltarea continuă a ramurilor de vîrf ale industriei a impus, atît pe plan mondial cît și în România, producerea unor noi mărci de oțeluri cu puritate ridicată și caracteristici superioare.

Avîndu-se în vedere deosebita importanță a metalurgiei în vid la elaborarea oțelurilor înalt aliate, inoxidabile și refractare, lucrarea va prezenta unele aspecte legate de conducerea procesului de tratament VOD și, în mod deosebit, a decarburării în vid, în scopul atingerii unor performanțe tehnologice deosebite și a unei eficiențe economice ridicate.

Metode de conducere a decarburării în vid

Conducerea în regim manual a tratamentului oxidant în vid cuprinde succesiunea unor operații considerate independente : reglarea temperaturii și corectarea compoziției chimice inițiale, stabilirea și urmărirea regimului de insuflare a oxigenului, degazarea și autodecarburarea, introducerea adaosurilor pentru răcirea băii de oțel, reducerea zgurei și formarea zgurei dezoxidante, corecția compoziției chimice, dezoxidarea și desulfurarea, corecția temperaturii de turnare.

Pentru asigurarea unei legături între aceste operații, nu se cunosc riguros unele mărimi, cum ar fi : randamentul de utilizare a oxigenului, conținutul critic de carbon, compoziția gazelor evacuate, temperatura optimă de început a tratamentului, modul de evoluție a reacției de autodecarburare.

Procesul de decarburare cu oxigen insuflat se realizează prin intermediul reacției :

$$[C] + \{O_2\} \rightarrow 2\{CO\} \qquad (1)$$

Aceasta are loc cu viteză corespunzătoare după oxidarea completă a siliciului :

$$[Si] + \{O_2\} \rightarrow (SiO_2) \qquad (2)$$

Deoarece reacția (1) se desfășoară în diferite etape limitative de viteză în cursul insuflării oxigenului, viteza de decarburare este, de asemenea, variabilă. După terminarea reacției (2), care are loc la începutul procesului de insuflare, etapa limitativă de viteză o constituie transferul oxigenului în baia metalică, fapt care determină ca o parte a acestuia să nu fie consumată la interfața oxigenului gazos — baie metalică. Ca urmare, restul oxigenului se consumă în spațiul de deasupra băii metalice, după următoarea reacție :

$$2\{CO\} + \{O_2\} \rightarrow 2\{CO\} \qquad (3)$$

Cunoașterea necesarului de oxigen pentru decarburarea în funcție de compoziția chimică la începutul tratamentului șarjei impune cunoașterea randamentului acestuia, adică partea consumată în reacțiile (1) și (2), și reprezintă o problemă principală a conducerii regimului de insuflare.

Întrucît necesarul de oxigen pentru oxidarea siliciului se poate determina precis, rezultă că modul de desfășurare a reacției (1) poate fi caracterizat complet de parametrii gazelor evacuate din instalație cu ajutorul pompei de vid. Metoda cea mai practică de urmărire a decarburării în vid cu ajutorul oxigenului constă în măsurarea gradului de oxidare a gazelor evacuate. Acesta este măsurat și înregistrat în mod continuu utilizînd ca traductor o sondă de oxigen, care este un element galvanic de concentrație cu electrolit solid, avînd proprietatea de a indica prin intermediul unui semnal electric (tensiune) raportul CO/CO_2.

O astfel de înregistrare a sondei este prezentată în figura 1, *a*. Se observă că decarburarea se desfășoară după oxidarea siliciului (perioada I), continuînd pînă atunci cînd raportul $K = CO/CO_2$ începe să scadă. Acesta este momentul atingerii conținutului critic de carbon, de la care are loc oxidarea preferențială a cromului (perioada a III-a), conform reacției :

$$\frac{3}{2}[Cr] + \{O_2\} \rightarrow \frac{1}{2}(Cr_3O_4) \qquad (4)$$

Rezultă că în cazul elaborării oțelului Cr—Ni cu conținut scăzut de carbon (care sînt cele mai solicitate și al căror conținut critic de carbon este de cca 0,08%), decarburarea nu se poate realiza decît pînă la conținutul critic, restul urmînd să se consume prin reacția de autodecarburare (perioada a IV-a) :

$$[C] + [O] \rightarrow \{CO\} \qquad (5)$$

Momentul atingerii conținutului critic este deci indiciul de oprire a insuflării oxigenului, scăderea conținutului de carbon nefiind posibilă fără o oxidare însemnată a cromului. Construcția sondei de oxigen și schema de

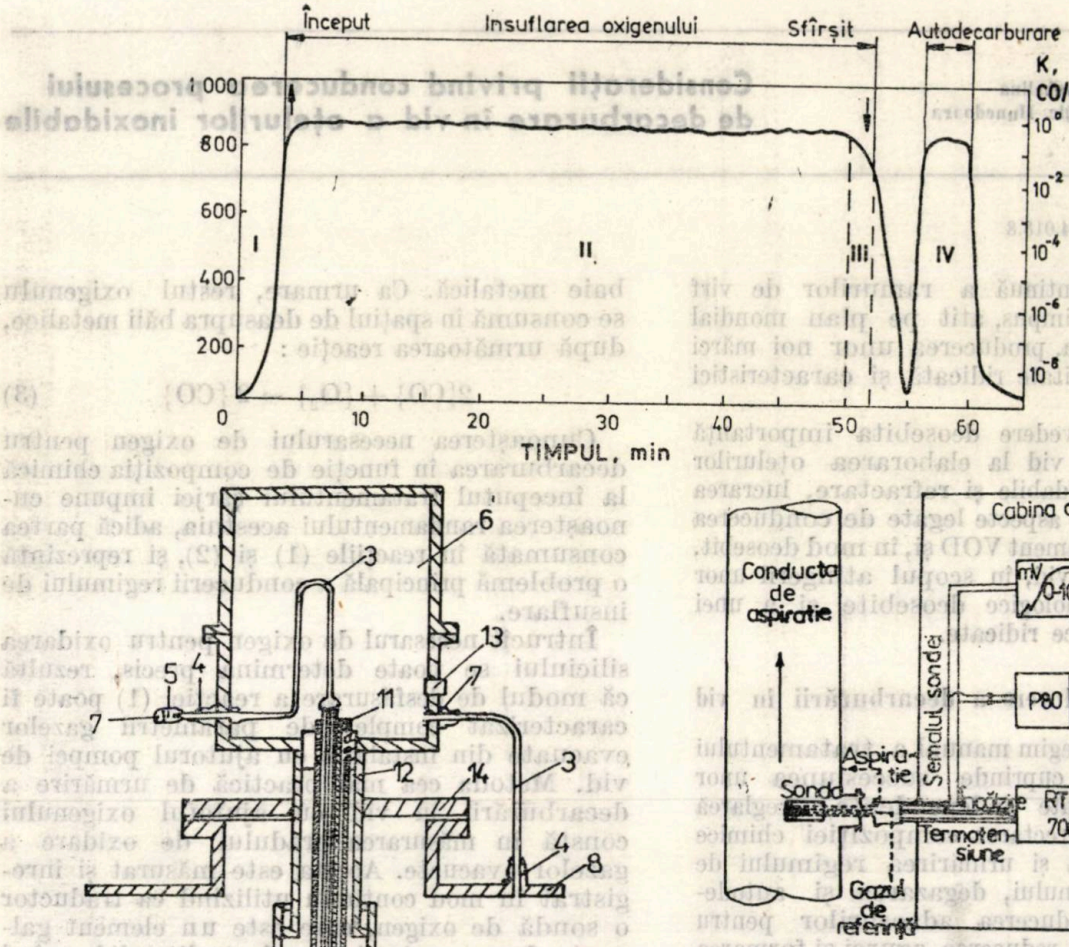


Fig. 1. Construcția și funcționarea sondei de oxigen: *a* — înregistrarea sondei; *b* — construcția sondei: *1* — electrolit solid; *2* — tub ceramic; *3* — conductă de vacuumare sub forma unui furtun; *4* — prelungirea furtunului; *5* — capilar; *6* — cameră de vid; *7* — filtru; *8* — conductă de aspirație; *9* — termocuplu; *10* — cuptor; *11* — dop din cauciuc; *12* — tub de protecție; *13* — bornă; *14* — flanșă; *c* — schema de racordare

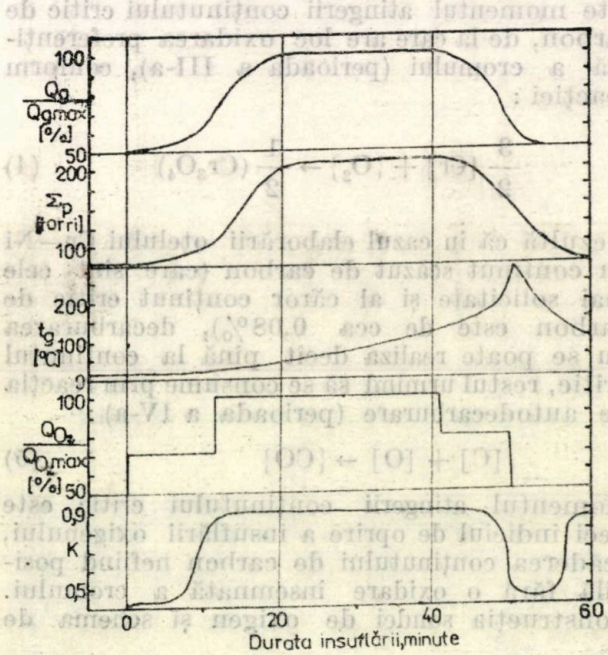


Fig. 2. Variația parametrilor în timpul decarburării

funcționare a acesteia sînt prezentate în figurile 1, *b* și 1, *c*.

În mod frecvent, valoarea maximă a raportului CO/CO_2 atinge cca 0,9 corespunzător tensiunii măsurate de 800—850 mV. Conducerea procesului de insuflare cu ajutorul sondei de oxigen este simplă și sigură, însă, instalația fiind relativ complicată, funcționarea ei în bune condiții necesită o întreținere foarte atentă.

Urmărirea procesului de decarburare în vid poate fi completată și pe baza interpretării valorilor debitului, ale presiunii și temperaturii gazelor evacuate.

Acestea redau evoluția instantanee a decarburării, fără a putea indica cu precizie momentul atingerii conținutului critic de carbon. Scăderea debitului și a presiunii gazelor evacuate arată scăderea cantității de carbon consumate

prin oxidare, iar creşterea temperaturii acestora indică scăderea randamentului oxigenului şi arderea carbonului din care rezultă CO, reacţie puternic exotermă. Variaţia principalilor parametri este redată în figura 2.

Reglarea parametrilor regimului de insuflare

În practică, corelarea parametrilor care influenţează procesul de decarburare se realizează în mod concret pentru fiecare marcă sau grupă de mărci de oţeluri. Astfel, pentru elaborarea oţelurilor inoxidabile avînd conţinutul final prescris de carbon superior valorii critice, decarburarea se asigură aproape în totalitate cu oxigen gazos. Scăderea substanţială a carbonului prin autodecarburare nefiind necesară, procesul poate decurge cu aport minim de căldură, fiind necesară o creştere a temperaturii cu cca 80°C, suficientă pentru a obţine temperatura de turnare.

În cazul oţelurilor cu conţinut scăzut de carbon (inferior valorii critice) completarea decarburării prin consumarea oxigenului dizolvat (autodecarburare) este absolut necesară. Acest lucru este posibil, în primul rînd, datorită oxigenului din sistemul baie metalică-zgură, aflat întotdeauna în exces faţă de cantitatea corespunzătoare conţinutului critic de carbon.

Scăderea conţinutului de carbon sub valoarea critică parcurge, în funcţie de valoarea finală, etapele de desfăşurare în regim cinetic de difuzie. Creşterea vitezei de reacţie necesită înacest caz o temperatură mai mare (1 700—1 750°C), asigurată printr-un aport termic de cca 120—150°C, fiind necesar controlul asupra valorii presiunii şi a duratei de autodecarburare.

Asigurarea aportului termic se realizează exclusiv prin reacţiile chimice exoterme (1) — (3), cu un randament termic care depinde de condiţiile de insuflare (debitul şi presiunea oxigenului, poziţia lăncii, intensitatea de agitare a băii metalice, puritatea oxigenului, pierderile de căldură etc.).

Modul de desfăşurare a procesului de tratament VOD este prezentat în figura 3, care se referă la elaborarea oţelurilor austenitice cu conţinut de carbon de max. 0,03%.

Etapa cea mai importantă o reprezintă insuflarea oxigenului, care impune stabilirea cantităţii necesare de oxigen, durata de insuflare şi momentul opririi oxigenului.

Avînd în vedere evoluţia vitezei de decarburare în timpul insuflării (scăderea accentuată în ultima parte a insuflării), reglarea parametrilor de insuflare se face prin reducerea debitului de oxigen la cca 80% şi creşterea debitului de argon cu 10—15% (reglare manuală de tip treaptă).

Rezultate practice ale desfăşurării procesului de insuflare

În conducerea decarburării în vid, ca urmare a reglării în regim manual a parametrilor, este posibilă apariţia unor variaţii anormale a mărimilor care caracterizează procesul (debitul şi presiunea gazelor evacuate, viteza de decarburare, temperatura oţelului etc.) făcînd dificilă sau imposibilă obţinerea rezultatelor urmărite. Acestea sînt de regulă rezultatul variaţiei necontrolate a regimului de insuflare (debit şi randament de utilizare a oxigenului, înălţime de insuflare, intensitate de agitare a băii metalice). În acest mod se poate ajunge în situaţia de apariţie a fenomenelor de acumulare a oxigenului şi carbonului, atunci cînd desfăşurarea procesului de decarburare are loc violent, fiind posibile deranjamente. Evitarea acestora se realizează prin reglarea şi controlul riguros al principalilor parametri de insuflare la valori care trebuie stabilite cu exactitate pentru fiecare caz în parte. De asemenea, eliminarea unor factori perturbatori (puritatea oxigenului, permeabilitatea dopurilor de barbotare, grosimea stratului de zgură etc.) face posibilă o bună reproductibilitate a procesului şi îmbunătăţirea performanţelor tratamentului în vid. Pentru condiţiile concrete de lucru, pe baza urmăririi unui număr de 60 de şarje, valorile principalilor parametri sînt următoarele:

- debitul de oxigen: 0,25—0,33 $Nm^3/t.\ min$;
- debitul de argon: 0,6—1,0 Nl/t. min;
- debitul gazelor evacuate: 0,45—0,54 kg/t. min;
- presiunea în instalaţie: 70—100 torr;
- presiunea gazelor evacuate: 80—120 torr;
- puritatea oxigenului: 90—95%;
- viteza de decarburare medie: 1,5 — — 2,7% $\times 10^{-2}$/min.

Consideraţii privind evoluţia reacţiei de autodecarburare

Momentul opririi insuflării oxigenului se caracterizează prin valori bine stabilite ale conţinuturilor de carbon şi de oxigen în baia metalică. Acestea sînt determinate de compoziţia chimică a băii metalice şi a zgurei, de temperatura şi de presiunea realizată. Scăderea conţinutului de carbon de la valoarea $[C]_0$ este posibilă ca urmare a modificării echilibrului o dată cu scăderea presiunii. Conţinutul de oxigen dizolvat este întotdeauna superior echilibrului [C] — [O] datorită echilibrului cu zgura şi cu faza gazoasă (dublă saturaţie), fiind de asemenea mai mare întotdeauna decît necesarul pentru consumul integral al carbonului din baia metalică. Aceasta asigură principala condiţie pentru obţinerea conţinutului

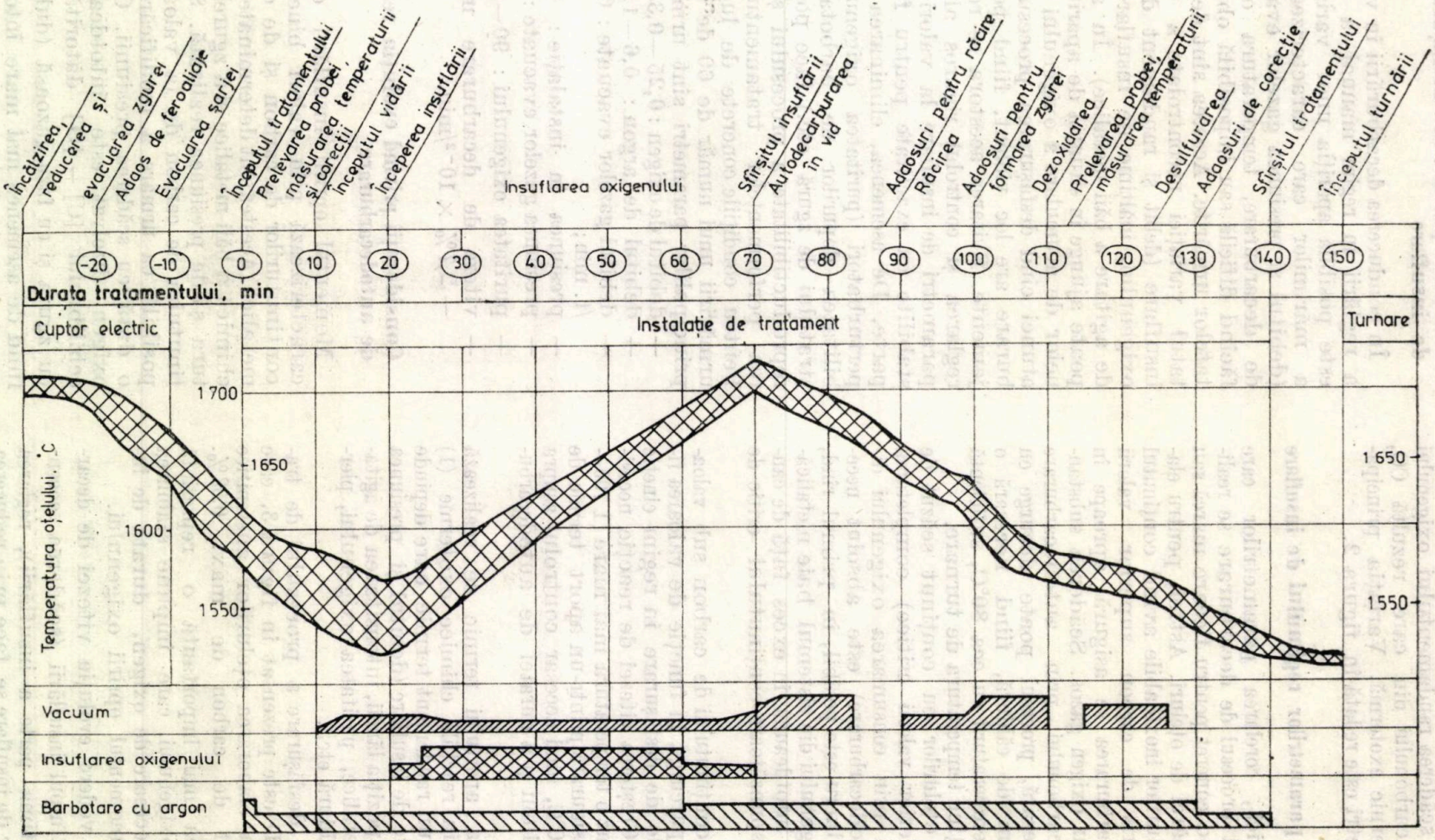


Fig. 3. Ciclul tratamentului de decarburare în vid

final de carbon oricît de mic. Evoluţia scăderii conţinutului de carbon consumat prin autodecarburare, în funcţie de conţinutul de oxigen, are loc după o dreaptă cu panta 16/12, dar din cauza influenţei zgurei saturate în Cr_3O_4 conţinutul de oxigen al băii metalice scade foarte încet.

Reprezentarea grafică a procesului este redată în figura 4.

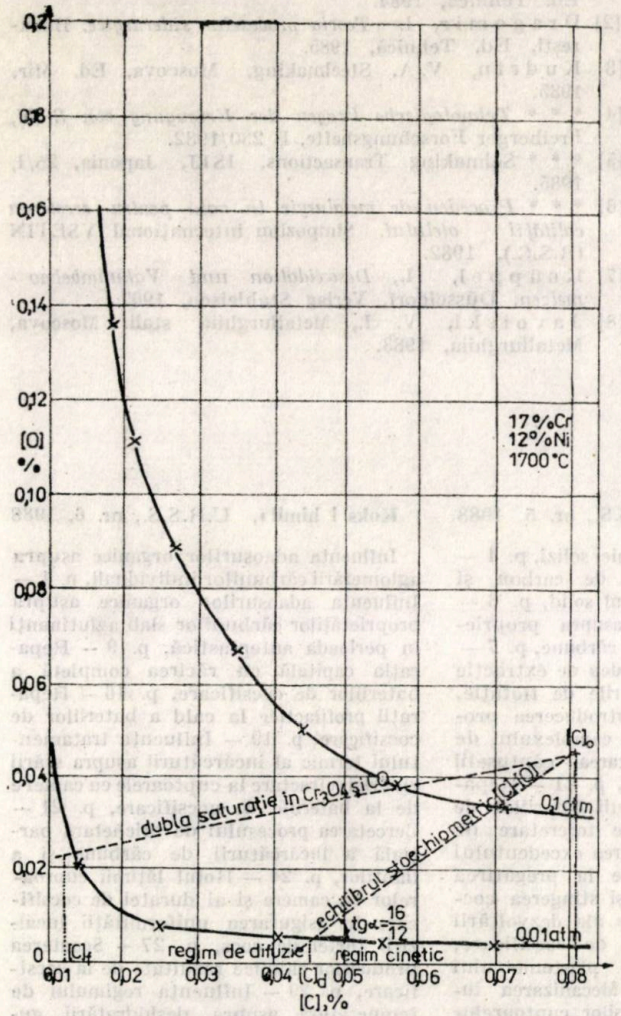


Fig. 4. Desfăşurarea reacţiei de decarburare cu oxigen dizolvat (autodecarburare)

Se observă că scăderea conţinutului de carbon decurge în două etape succesive :

— în regim cinetic, de la $[C]_0$ pînă la $[C]_d$;

— în regim de difuzie, de la $[C]_0$ pînă la $[C]_f$;

Valoarea $[C]_d$ depinde de nivelul de vid adînc realizat, iar cea a lui $[C]_f$ de durata menţinerii la vid adînc şi de modul de agitare a băii metalice (intensitate şi suprafaţă de contact gaz-oţel).

De asemenea, o mare influenţă are şi compoziţia băii metalice, conţinutul de Ni, Co, Cu, favorizînd obţinerea unui conţinut scăzut de C, iar cel de W, Mo, Cr, Mn îngreuind acest proces.

Valoarea $[C]_d$ se poate determina cu relaţia :

$$[C]_d = 0{,}02 + 0{,}35 \times 10^{-3} \times p_t \text{ min, \%} \quad (6)$$

Din această relaţie se poate deduce faptul că în urma decarburării se obţine cu uşurinţă $[C]_f = 0{,}02 - 0{,}03\%([C]_f < [C]_d)$ prin autodecarburare cu condiţia să nu se facă ulterior adaosuri de materiale care au un conţinut de carbon mai mare.

Obţinerea constantă a unor conţinuturi de carbon foarte mici necesită procedee speciale de decarburare (utilizarea a două sau mai multor dopuri de barbotare, utilizarea dopurilor de barbotare cu jet dirijat, variaţia depresiunii în timpul insuflării, insuflarea oxigenului prin dop poros etc.).

Concluzii

Lucrarea prezintă o sinteză a experienţei elaborării oţelurilor inoxidabile cu conţinut scăzut de carbon.

Pornind de la bazele teoretice care caracterizează procesul de tratament în vid, sînt puse în evidenţă metodele de urmărire actuale şi rezultatele obţinute în conducerea acestuia.

Tehnologia de elaborare a oţelurilor inoxidabile prin decarburare cu oxigen în vid (procedeu VOD) se remarcă prin performanţe tehnico-economice deosebite (pierderile de crom în timpul tratamentului reprezentînd max. 3—4%), ducînd în prezent la o nouă concepţie de realizare şi organizare a fluxului tehnologic. Avînd în vedere deosebita importanţă a stabilirii şi conducerii regimului de insuflare a oxigenului, au fost prezentate principalele valori ale parametrilor, precum şi factorii care influenţează decarburarea. Caracteristica de bază a instalaţiei o reprezintă capacitatea (debitul) de aspiraţie a gazelor evacuate, a cărei valoare limitează viteza de decarburare în condiţiile asigurării unui anumit regim de presiune în timpul decarburării.

Compensarea variaţiei vitezei de decarburare în timpul insuflării oxigenului se realizează prin reglarea independentă a unor mărimi (debit de oxigen, înălţime de insuflare, debit de argon etc.). Această reglare urmăreşte valorile parametrilor de insuflare determinate cu ajutorul unui model de conducere a procesului în regim staţionar.

Obţinerea conţinutului scăzut de carbon, imposibil de realizat numai prin insuflarea oxigenului, are o deosebită importanţă. Studiul acestui proces a fost prezentat amănunţit, arătîndu-se posibilităţile procedeului şi rezultatele care se pot obţine.

Din cele prezentate, se poate deduce faptul că lucrarea reprezintă o încercare de analiză a desfășurării procesului de decarburare în vid, în scopul modelării și automatizării acestuia.

Notații folosite în lucrare:

$[e]$ — elementele dizolvate în baia metalică care participă la reacțiile chimice (C, Si, Cr, O);

$\{g\}$ — componenții fazei gazoase care intervin în reacțiile chimice (O_2, CO, CO_2);

(MexOy) — componenții zgurei, rezultați în urma reacțiilor chimice (SiO_2, Cr_3O_4);

Fem — tensiunea măsurată cu ajutorul sondei de oxigen, mV;

$K = \frac{\%CO}{\%CO_2}$ — indicația sondei de oxigen în funcție de Fem;

$[C]_0$ — conținutul critic de carbon, %;

$[C]_d$ — conținutul minim realizabil în regim cinetic, %;

$[C]_f$ — conținutul minim realizabil în regim de difuzie, %;

p_v — presiunea (absolută) la începutul insuflării oxigenului, torr;

$p_{v\,min}$ — presiunea (absolută) minimă atinsă după insuflare, torr;

p_{co} — presiunea (absolută) a gazelor evacuate, torr;

Σp — presiunea (absolută) totală în timpul insuflării; ($p = p_0 + p_{CO}$);

tg — temperatura gazelor evacuate (măsurată în conducta de aspirație, °C);

Gg — debitul de gaze evacuate, kg/h;

Q_{O_2} — debitul de oxigen insuflat, Nm^3/h.

BIBLIOGRAFIE

[1] Tripșa, I. *Retopirea și rafinarea oțelurilor.* București, Ed. Tehnică, 1984.

[2] Dragomir, I. *Teoria proceselor siderurgice.* București, Ed. Tehnică, 1985.

[3] Kudrin, V. A. Steelmaking, Moscova, Ed. Mir, 1985.

[4] * * * *Tehnologische Fragen der Erzeugung von Stahl,* Freiberger Forschungshefte, B 230/1982.

[5] * * * Selmaking Transactions, ISIJ, Japonia, 25/1, 1985.

[6] * * * *Procedeu de metalurgie în oală pentru creșterea calității oțelului.* Simpozion internațional VSETIN (R.S.C.), 1982.

[7] Knüppel, H., *Desoxidation und Vakuumbehao - melzen.* Düsseldorf, Verlag Stahleisen, 1967.

[8] Javoiski, V. I., Metallurghiia stali. Moscova, Metallurghiia, 1983.

REVISTA REVISTELOR

Ogneupori, U.R.S.S., nr. 7, 1988

Tipuri noi de materiale refractare pentru siderurgie, p. 1 — Particularitățile tehnologice ale producției și proprietățile produselor din Al_2O_3 și SiO_2 cu granulație diferită, p. 9 — Cercetări tehnologice și de laborator privind refractarele din periclaz, p. 13 — Influența adaosurilor complexe asupra structurii și proprietăților tehnice ale refractarelor din corindon, p. 16 — Proprietățile materialelor poroase din nitruri de siliciu, p. 20 — Influența tratamentului termic la temperaturi înalte în vid asupra rezistenței electrice a încălzitoarelor electrice din carbură de siliciu, p. 24 — Posibilități de utilizare a turtei pentru sinterizare rezultată din industria refractarelor, p. 25 — Intensificarea procesului de elaborare electrică a periclazului, p. 31 — Brichetarea prafului de caolin semicalcinat și arderea brichetelor, p. 35 — Alegerea unei construcții raționale a sistemelor automate de dozare cu acțiune discretă pentru industria de refractare, p. 36 — Analiza statistică a influenței sortimentului de produse arse asupra consumului de combustibil, p. 42 — Repartizarea sarcinii termice asupra elementelor de zidărie ale cuptoarelor electrice cu arc, p. 45 — Elemente de automatizare a torcretării cu flacără a căptușelii convertizoarelor, p. 51 — Analiza condițiilor de comportare a căptușelii convertizoarelor cu ajutorul sistemului IMS — 1600 p. 56 — Armarea betoanelor refractare cu fibre din oțel, p. 59 — Metode fizice de liere a sticlei solubile, p. 50.

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 5, 1988

Sisteme cu agenți termici solizi, p. 4 — Stabilirea conținutului de carbon și hidrogen în combustibilul solid, p. 6 — Influența îmbogățirii asupra proprietăților concentratelor de cărbune, p. 7 — Selecția cu ulei — procedeu de extracție a cărbunelui din deșeurile de flotație, p. 9 — Elaborarea și introducerea procedeului cu flacără și a complexului de utilaje pentru torcretarea căptușelii bateriilor de cocsificare, p. 11 — Repararea la cald a căptușelii bateriilor de cocsificare cu mase de torcretare de termite, p. 13 — Utilizarea excedentului de căldură rezultat de la pregătirea termică a încărcăturii și stingerea cocsului, p. 17 — Tendințe ale dezvoltării tehnicii și tehnologiei de cocsificare, p. 20 — Funcționarea plastometrului automatizat, p. 34 — Mecanizarea lucrărilor la căptușirea ușilor cuptoarelor cu camere prin utilizarea blocurilor refractare, p. 35 — Mecanizarea transportării probelor de concentrate de cărbune, p. 37 — Soluții tehnice privind bateriile de cocsificare cu camere de 51 m^3, p. 38 — Eficiența economică de utilizare a apelor reziduale în alimentarea cu apă prin recirculație a întreprinderilor cocsochimice, p. 40 — Îmbunătățirea calității sulfatului de amoniu, p. 45 — Punerea în funcțiune și asimilarea instalațiilor biochimice, p. 46 — Protecția utilajului de coroziune din secțiile de fabricație a sulfaților, p. 48.

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 6, 1988

Influența adaosurilor organice asupra aglomerării cărbunilor individuali, p. 4 — Influența adaosurilor organice asupra proprietăților cărbunilor slab aglutinanți în perioada anteplastică, p. 9 — Reparația capitală cu răcirea completă a bateriilor de cocsificare, p. 16 — Reparații profilactice la cald a bateriilor de cocsificare, p. 19 — Influența tratamentului termic al încărcăturii asupra stării zidăriei refractare la cuptoarele cu camere de la bateriile de cocsificare, p. 21 — Cercetarea procesului de brichetare parțială a încărcăturii de cărbune și a lianților, p. 24 — Rolul lățimii cuptoarelor cu camere și al duratei de cocsificare în asigurarea uniformității încălzirii turtei de cocs, p. 27 — Scoaterea produselor chimice rezultate de la cocsificare, p. 29 — Influența regimului de temperatură asupra deshidratării gudronului de huilă în decantoare, p. 35 — Influența tratamentului izotermic asupra proprietăților de suprafață și structurii gudronului, p. 37 — Metodologia de calcul a indicatorilor fiabilității mașinilor și a altor utilaje din secțiile de cocsificare, p. 40 — Comanda-program a mecanismelor de încărcare, p. 42 — Sistem automatizat de control la executarea comenzilor, p. 44 — Sistem cu două etape de captare a prafului de cocserie, p. 52 — Obținerea unui combustibil pulverulent și utilizarea acestuia în furnalele din Anglia și Suedia, p. 58 — Rezitența termică a cocsului metalurgic, p. 59.

Prof. dr. ing. N. Geru
şi dr. ing. Georgeta Coşmeleaţă
Institutul Politehnic Bucureşti

Cercetări privind mecanismul prin care microalierea cu bor şi titan influenţează călibilitatea unor oţeluri de îmbunătăţire

CZ : 621.785 ; 539.54

Oţelurile microaliate cu bor şi titan sînt în atenţia specialiştilor încă de la începutul deceniului şase. În anul 1963 a avut loc în Marea Britanie primul congres dedicat acestei probleme.

Un prim element de aliere care s-a utilizat şi se utilizează şi în prezent în microalierea oţelurilor tratabile termic destinate construcţiei de maşini este borul [1]—[6] care , adăugat în proporţii foarte mici (0,0005—0,005%), determină o creştere sensibilă a călibilităţii. Acest fapt permite pe de o parte înlocuirea parţială în compoziţia mărcilor de oţeluri existente a unor elemente deficitare (nichelul, cromul şi molibdenul), fără a diminua caracteristicile de rezistenţă, iar pe de altă parte crearea unor noi mărci de oţeluri microaliate cu bor cu proprietăţi de rezistenţă superioare. Datorită acestor avantaje, precum şi faptului că microalierea cu bor nu provoacă dificultăţi deosebite proceselor de elaborare, laminare şi tratament termic, iar prelucrarea mecanică prin aşchiere permite chiar creşterea vitezei de prelucrare cu 20 — 30% faţă de oţelurile aliate cu proprietăţi mecanice similare [1], oţelurile microaliate cu bor au găsit o aplicare industrială destul de largă în domeniul construcţiilor de maşini.

Un al doilea element utilizat pentru microalierea oţelurilor pentru construcţii este titanul. În lucrările [4], [6] — [8] se prezintă creşterea proprietăţilor mecanice, finisarea granulaţiei şi micşorarea susceptibilităţii la supraîncălzire prin adăugarea titanului ca element de microaliere în oţelurile cu bor tratabile termic, destinate construcţiei de maşini. Din aceste lucrări rezultă că titanul se combină cu azotul contribuind la creşterea efectului borului asupra măririi călibilităţii. Implementarea industrială a unor astfel de oţeluri (microaliate cu bor şi titan) s-a făcut cu mult succes [9], [10].

Cu toate acestea, extinderea utilizării oţelurilor microaliate cu bor sau cu bor şi titan a fost întîmpinată cu o oarecare reţinere, îndeosebi în unele ţări din Europa apuseană. Unul dintre motivele acestei reţineri a fost faptul că, în timp ce metalurgia americană acceptă o interdependenţă cvasitotală între duritate şi celelalte caracteristici mecanice rezistenţă la rupere, limită de curgere, rezistenţă la oboseală, alungire specifică şi chiar rezilienţă), înlocuirea unui oţel prin altul devenind o simplă problemă de călibilitate, în Europa nu este pe deplin împărtăşit acest criteriu şi se reclamă cunoaşterea comportării fiecărui oţel în mod aparte din punct de vedere al fiecărei caracteristici fizice, mecanice şi tehnologice.

În acelaşi timp însă, alături de aceste considerente de natură mai mult sau mai puţin subiectivă, extinderea utilizării oţelurilor microaliate cu bor sau cu bor şi titan a fost limitată şi de o serie de factori obiectivi. Printre aceştia se numără în primul rînd faptul că nu sînt pe deplin clarificate mecanismele influenţelor pozitive sau negative asupra unor caracteristici structurale, tehnologice şi de exploatare.

Deşi în prima etapă, începînd cu cel de-al doilea război mondial, cercetările au fost orientate în direcţia determinării influenţei borului asupra călibilităţii şi proprietăţilor mecanice ale oţelurilor, îndeosebi a celor de rezistenţă, mecanismul prin care borul adăugat în proporţii foarte mici (0,0005—0,005%) care determină o creştere sensibilă a călibilităţii nu a fost pe deplin clarificat.

Ţinînd seamă de aceasta, lucrarea îşi propune să evidenţieze mecanismul influenţei microalierii cu bor sau cu bor şi titan asupra călibilităţii unor oţeluri de îmbunătăţire economic aliate.

Deoarece analiza evoluţiei după cel de-al doilea război mondial a mărcilor de oţeluri arată că, atît în ţările puternic dezvoltate cît şi în cele în curs de dezvoltare, s-au înregistrat importante modificări în structura producţiei oţelurilor aliate pentru construcţii de maşini, toate acestea avînd ca obiectiv principal reducerea conţinutului în crom, nichel şi molibden, cercetările au fost efectuate pe oţeluri mai economic aliate, cu circa 0,4% C şi mici proporţii de crom sau crom, nichel şi molibden (proporţii care pot proveni chiar din materia primă utilizată la elaborare). Aceste oţeluri au fost studiate comparativ cu oţelurile aliate de îmbunătăţire utilizate în prezent, oţeluri vizate să fie înlocuite şi care conţin: 0,4—0,75% Cr şi 1—1,4% Ni (41CrNi12); 1,4—1,75%Cr; 1,4—1,75% Ni şi 0,15—0,3%Mo (34MoCrNi15).

Procedura experimentală

Oţelurile utilizate în cercetările experimentale (tab. 1) au fost elaborate într-un cuptor cu inducţie cu o capacitate de 50 kg. Pentru microalierea cu bor s-a utilizat ferobor (cca 16% B), care s-a introdus înainte de evacuarea oţelului.

Ţinînd seamă de valorile potenţialelor termodinamice izobare ale oxizilor şi nitrurilor de bor, aluminiu şi titan, utilizarea titanului alături de bor a impus blocarea oxigenului cu ajutorul celui mai puternic dezoxidant (aluminiu) şi apoi blocarea azotului cu cel mai puternic denitrurant (titanul).

Oţelurile au fost turnate în lingouri cu secţiunea pătrată de 75—75 mm. Lingourile au fost forjate în bare rotunde de Ø 32 mm pentru studiul călibilităţii.

Pentru determinarea curbelor de călibilitate s-a utilizat metoda Jominy (STAS 4930—80). Temperaturile de austenitizare în vederea determinării călibilităţii au fost de 850°C.

Pentru fiecare tip de oţel au fost încercate cîte trei probe, duritatea măsurîndu-se pe cîte două generatoare ale fiecărei probe.

În vederea stabilirii influenţei temperaturii de austenitizare asupra călibilităţii oţelurilor microaliate cu bor sau cu bor şi titan, probele Jominy din oţelurile cercetate au fost austenitizate la 850, 900, 1000 şi 1050°C şi apoi supuse călirii frontale. Pentru fiecare temperatură au fost încercate cîte trei probe.

În vederea punerii în evidenţă a distribuţiei borului, datorită prezenţei lui în proporţii foarte mici, neputîndu-se utiliza microanaliza cu raze X, s-a utilizat metoda automicroradiografică.

Pentru distribuţia borului în microstructura oţelurilor microaliate s-a folosit ca trasor radioizotopul ^{10}B, care are secţiunea eficace de absorbţie a neutronilor termici de 3840 barri pentru reacţia $^{10}B\ (n, \alpha)^7\ Li$, iar energia eliberată de 12,31 MeV împărţită în raport invers cu masele lor, $E_\alpha/E_{Li} = 1{,}75$.

Ca detector s-a utilizat acetobutiratul de celuloză care s-a dovedit sensibil la particulele α emise de reacţiile termice ale neutronilor şi insensibile la β şi γ [11]—[14].

Eşantioanele pentru autoradiografie avînd dimensiunile de Ø10 × 3,5 mm au fost debitate din capătul răcit al probelor Jominy şi pregătite metalografic. După pregătire şi acoperire cu pelicule de acetobutirat de celuloză groase de 0,075 mm, eşantioanele au fost iradiate în coloana termică a reactorului la un flux de neutroni de 5×10^9 n/cm².s timp de trei ore. După iradiere, eşantioanele au fost umezite în apă distilată timp de 30 de minute, astfel încît peliculele să poată fi uşor îndepărtate fără deteriorare. Peliculele au fost

Tabelul 1

Compoziţia chimică a mărcilor de oţeluri utilizate în cercetările experimentale

Tipul oţelului	Compoziţia chimică, %														
	C solid/lichid	Mn solid/lichid	Si solid/lichid	P solid/lichid	S solid/lichid	Cr solid/lichid	Ni solid/lichid	Mo solid/lichid	B solid/lichid	Ti solid/lichid
C—Cr	0,39/0,41	0,65/0,62	0,16/0,18	0,016/0,015	0,023/0,020	0,43/0,39	—	—	—	—
C—Cr—B	0,38/0,42	0,65/0,61	0,15/0,19	0,014/0,015	0,022/0,019	0,44/0,40	—	—	0,0029	—
C—Cr	0,38/0,41	0,68/0,67	0,21/0,23	0,014/0,017	0,020/0,018	0,40/0,39	—	—	0,0036	—
B—Ti									0,0028	0,042
C—Cr	0,39/0,40	0,69/0,65	0,18/0,20	0,019/0,022	0,014/0,01	0,42/0,40	0,42/0,39	—	0,003	0,039
Ni—Mo								0,14/0,12	—	—
C—Cr—Ni	0,38/0,40	0,69/0,66	0,18/0,19	0,019/0,021	0,013/0,01	0,43/0,41	0,43/0,40	0,13/0,12	0,003	—
Mo—B									0,0029	—
C—Cr—Ni	0,40/0,41	0,69/0,68	0,28/0,30	0,015/0,016	0,01/0,01	0,44/0,39	0,40/0,39	0,15/0,16	0,0031	0,041
Mo—B—Ti									0,0030	0,04
41CrNi12	0,38/0,42	0,72/0,69	0,23/0,24	0,015/0,018	0,022/0,018	0,81/0,79	1,37/1,35	—	—	—
34MoCrNi15	0,37/0,39	0,71/0,68	0,28/0,31	0,019/0,022	0,02/0,019	1,54/1,49	1,66/1,64	0,30/0,29		

apoi tratate chimic într-o soluție de NaOH timp de 40 de minute la 50°C, spălate cu apă distilată, montate pe lamele și examinate la microscop.

Distribuția titanului a fost pusă în evidență prin microanaliza cu raze X la microsonda electronică pe probe prelevate din probele Jominy confecționate din oțelurile microaliate cu bor și titan.

Rezultatele experimentale și interpretarea lor

Curbele de călibilitate sînt redate în figura 1, trasate pe baza datelor experimentale [10].

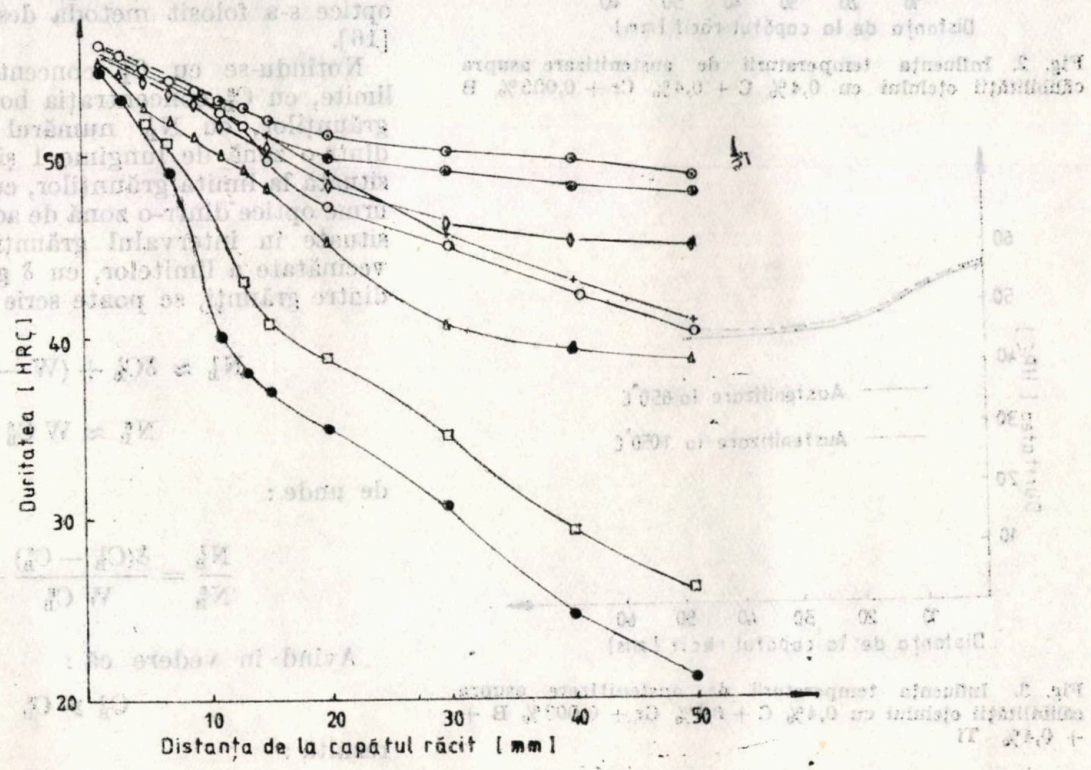
Rezultatele obținute arată că prezența borului în compoziția oțelurilor cu 0,4% C și cu mici proporții de crom sau crom, nichel și molibden face să scadă considerabil viteza critică de călire și, implicit, mărește adîncimea de pătrundere a călirii într-o măsură importantă. Prezența titanului în proporție de 0,040% alături de bor accentuează influența acestuia.

Încercările experimentale privind influența temperaturii de austenitizare asupra călibilității oțelurilor microaliate cu bor sau cu bor și titan au arătat că singura deosebire constatată în alura curbelor de călibilitate obținute în urma aplicării unor diferite temperaturi de austenitizare (850—1 000°C) se referă la zona care corespunde structurilor rezultate în urma descompunerii austenitei subrăcite în intervalul perlitic (fig. 2 și 3).

Aceasta se explică prin faptul că o dată cu creșterea temperaturii de austenitizare crește și grăuntele austenitic, iar creșterea grăuntelui austenitic mărește stabilitatea austenitei subrăcite în domeniul transformării perlitice, ca și în cazul general al celorlalte oțeluri aliate.

Microalierea cu bor sau cu bor și titan determină creșterea cu ~0,4% Cr a călibilității oțelurilor cu 0,4% C dar această creștere este mai mare în cazul oțelurilor cu 0,4% C, 0,4% Cr, 0,4% Ni și 0,13% Mo.

Automicroradiografiile efectuate pe eșantioanele debitate în capătul probelor Jomin



- ● Oțel cu 0,4% C + 0,4 % Cr
- ▲ Oțel cu 0,4% C + 0,4 % Cr + 0,003%B
- ○ Oțel cu 0,4% C + 0,4 % Cr + 0,003%B + 0,04% Ti
- □ Oțel cu 0,4% C + 0,4 % Cr + 0,4 %Ni + 0,13%Mo
- ◆ Oțel cu 0,4%C + 0,4 % Cr + 0,4 % Ni + 0,13% Mo + 0,003%B
- ⊕ Oțel cu 0,4%C + 0,4 % Cr + 0,4 %Ni + 0,13%Mo + 0,003%B + 0,04% Ti
- + Oțel 41 Cr Ni 12
- ● Oțel 34 Mo Cr Ni 15

Fig. 1. Curbele de călibilitate ale oțelurilor

confecționate din oțelurile microaliate cu bor sau cu bor și titan [10] arată că borul este plasat în limitele grăunților de austenită și la suprafața acestora. Acest mod de distribuție a borului duce la micșorarea energiei limitelor dintre grăunți, mărindu-se stabilitatea austenitei subrăcite, deci creșterea călibilității [15], [16].

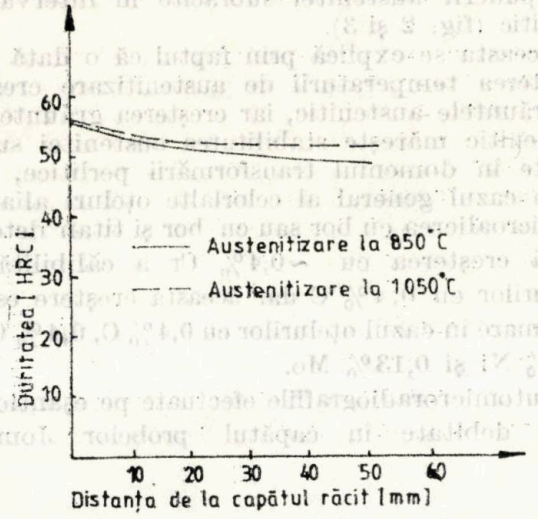


Fig. 2. Influența temperaturii de austenitizare asupra călibilității oțelului cu 0,4% C + 0,4% Cr + 0,003% B

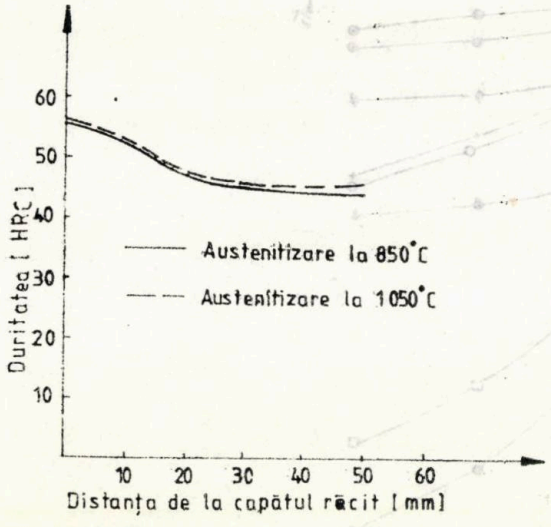


Fig. 3. Influența temperaturii de austenitizare asupra călibilității oțelului cu 0,4% C + 0,4% Cr + 0,003% B + + 0,4% Ti

Informațiile privind distribuția borului obținute prin metoda autoradiografică în prezenta lucrare (fig. 4, *a*, *b*, *c*, *d*) concordă cu cele prezentate în lucrările [12], [15], [16] utilizînd tot metoda autoradiografică, obținute pe oțeluri de construcții metalice. Spre aceeași concluzie converg și rezultatele obținute în lucrarea [15] utilizînd microscopia ionică în cazul unui oțel cu cca 6,25% Ni, 0,005% B și 0,12% C.

Ipoteza rolului determinant al distribuției borului în principal în limitele dintre grăunți și în straturile superficiale ale acestora rezultă clar din compararea datelor privind călibilitatea oțelurilor studiate în prezenta lucrare cu automicroradiografiile corespunzătoare.

Astfel, analiza automicroradiografiilor arată că în cazul oțelurilor microaliate cu bor și titan densitățile urmelor optice (fig. 4, *b*, *d*) sînt mai mari față de oțelurile microaliate numai cu bor (fig. 4, *a*, *c*) deci, concentrația borului în limitele grăunților și la suprafețele acestora este mai mare în cazul primelor oțeluri. Faptul că adîncimea de pătrundere a călirii oțelurilor microaliate cu bor și titan este mai mare decît cea a oțelurilor microaliate numai cu bor (fig. 4) confirmă ipoteza conform căreia creșterea adîncimii de călire a oțelurilor de construcție prin microaliere cu bor sau cu bor și titan este determinată de segregația borului la limitele grăunților, călibilitatea fiind cu atît mai mare cît concentrația în aceste zone a borului solubil este mare.

Pentru a determina concentrația borului în limitele grăunților după densitatea urmelor optice s-a folosit metoda descrisă în lucrarea [16].

Notîndu-se cu C_B^l concentrația borului în limite, cu C_B^s concentrația borului la suprafața grăunților, cu N_B^l numărul de urme optice dintr-o zonă de lungime 1 și lățime W, zonă situată la limita grăunților, cu N_B^s numărul de urme optice dintr-o zonă de aceleași dimensiuni situate în intervalul grăunților, în imediata vecinătate a limitelor, cu δ grosimea limitelor dintre grăunți, se poate scrie :

$$N_B^l \approx \delta C_B^l + (W - \delta) C_B^s \qquad (1)$$

$$N_B^s \approx W\, C_B^s$$

de unde :

$$\frac{N_B^l}{N_B^s} = \frac{\delta (C_B^l - C_B^s)}{W\, C_B^s} + 1 \qquad (2)$$

Avînd în vedere că :

$$C_B^l \gg C_B^s$$

rezultă :

$$\frac{C_B^l}{C_B^s} = \frac{W}{\delta}\left(\frac{N_B^l}{N_B^s} - 1\right) \qquad (3)$$

Aplicînd această metodă în cazul oțelurilor care formează obiectul lucrării au fost obținute rezultatele menționate în tabelul 2. În acest scop au fost efectuate măsurători pe cîte 30 de cîmpuri microscopice.

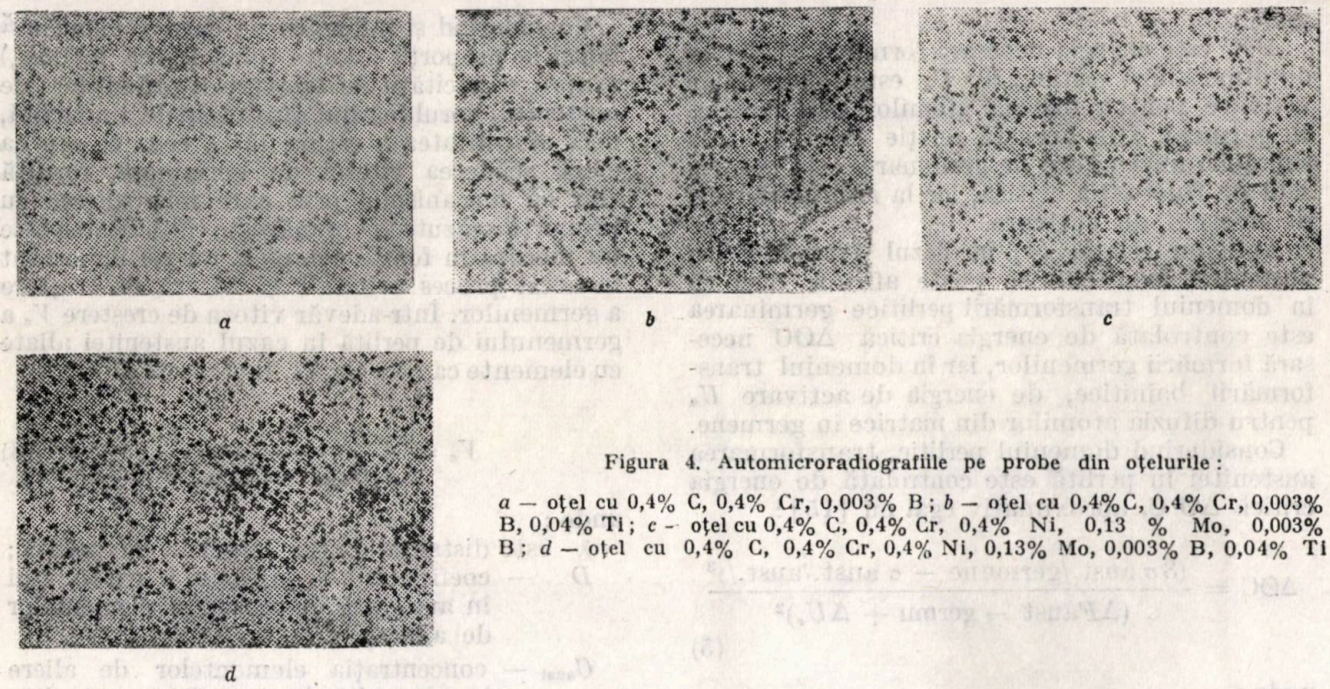


Figura 4. Automicroradiografiile pe probe din oţelurile:

a — oţel cu 0,4% C, 0,4% Cr, 0,003% B; *b* — oţel cu 0,4% C, 0,4% Cr, 0,003% B, 0,04% Ti; *c* — oţel cu 0,4% C, 0,4% Cr, 0,4% Ni, 0,13 % Mo, 0,003% B; *d* — oţel cu 0,4% C, 0,4% Cr, 0,4% Ni, 0,13% Mo, 0,003% B, 0,04% Ti

Din acest tabel rezultă că, în cazul oţelurilor microaliate cu bor şi titan, concentraţia borului în limitele dintre grăunţi este mai mare decît cea din oţelurile microaliate numai cu bor.

Tabelul 2

Densitatea borului în limitele grăunţilor şi la suprafaţa lor în cazul oţelurilor microaliate cu bor şi titan

Compoziţia oţelului, %	N_B^1	N_B^s	N_B^1/N_B^s
0,4 C + 0,4 Cr + 0,003 B	9,7	1,04	9,30
0,4 C + 0,4 Cr + 0,003 B + + 0,04 Ti	12,8	1,53	8,36
0,4 C + 0,4 Cr + 0,4 Ni + + 0,13 Mo + 0,003 B	10,4	1,09	9,50
0,4 C + 0,4 Cr + 0,4 Ni + + 0,13 Mo + 0,003 B + + 0,04 Ti	13,8	1,52	8,52

Imaginile de raze X, obţinute pe proba din oţelurile microaliate cu bor şi titan cu ajutorul microsondei electronice în vederea determinării distribuţiei titanului, au arătat că titanul se găseşte în proporţie mică în matrice [10]. Acest mod de distribuţie a titanului explică de ce prezenţa titanului ca element de microaliere alături de bor măreşte mai puţin călibilitatea în comparaţie cu borul (fig. 1); aceste rezultate concordă cu cele prezentate în lucrările [17], [19]. După cum reiese din figura 1, din punct de vedere al călibilităţii, oţelurile cu 0,4% C + 0,4% Cr + 0,003% B + 0,004% Ti şi cu 0,4% C + 0,4% Cr + 0,4% Ni + + 0,13% Mo + 0,003% B + 0,4% Ti sînt comparabile cu oţelurile 41Cr Ni12 şi respectiv 34MoCrNi15. Acest fapt indică posibilitatea înlocuirii acestor oţeluri de îmbunătăţire aliate cu proporţii ridicate de elemente deficitare şi proporţii scăzute din aceste elemente de aliere.

Cu privire la mecanismul influenţei microalierii cu bor sau cu bor şi titan asupra călibilităţii

În lucrarea [10] s-a arătat că sînt mai multe ipoteze care încearcă să explice influenţa microalierii cu bor asupra poziţiei curbelor TTT deci asupra călibilităţii. Analiza critică a acestor ipoteze arată însă că mecanismul prin care borul influenţează călibilitatea oţelului este un mecanism foarte complex, principalul rol în determinarea acestei influenţe avîndu-l faptul că borul, element horofil în raport cu fierul, se găseşte la conţinuturi pînă la 0,0005% distribuit în principal în straturile superficiale ale grăunţilor de austenită şi în limitele dintre aceştia. La aceste concentraţii, o parte din bor se separă la răcire sub formă de borocarburi de tipul M_{23} (B, C)$_6$ şi F_3(B, C), legate coerent cu matricea [15]. Rezultatele analizelor autoradiografice arătate în figura 4 constituie un argument că această ipoteză, dovedită experimental anterior pe oţeluri de construcţii metalice, este valabilă şi în cazul oţelurilor de îmbunătăţire pentru construcţii de maşini.

Considerînd deci că principalul rol în determinarea influenţei borului asupra călibilităţii îl are distribuţia lui în straturile superficiale ale grăuntelui de austenită şi în limitele dintre acestea, mecanismul prin care sînt deplasate oţelurile pentru construcţii de maşini prin microaliere cu bor se poate explica astfel:

Se consideră pentru viteza de germinare V_n:

$$V_n \approx e^{-\frac{\Delta\Phi C}{RT}} \cdot e^{-\frac{Ua}{RT}}$$

unde :

$\Delta ØC$ este energia necesară formării nucleului de dimensiune critică, iar U_a este energia de activare pentru difuzia atomilor din matrice în germeni. Din această relaţie rezultă că la subrăciri mici viteza de germinare este controlată de fluctuaţia critică, iar la subrăciri mari de energia de activare.

Aplicînd relaţia (4) în cazul transformării austenitei subrăcite se poate afirma deci că în domeniul transformării perlitice germinarea este controlată de energia critică $\Delta ØC$ necesară formării germenilor, iar în domeniul transformării bainitice, de energia de activare U_a pentru difuzia atomilor din matrice în germene.

Considerînd domeniul perlitic, transformarea austenitei în perlită este controlată de energia critică $\Delta Ø$ C, aproximativ egal cu [15] :

$$\Delta ØC = \frac{(3\sigma \text{ aust./germene} - \sigma \text{ aust./aust.})^3}{(\Delta F \text{aust} \rightarrow \text{germn} + \Delta U_e)^2} \quad (5)$$

unde :

σ aust./germene reprezintă tensiunea superficială la interfaţa austenită/germene ;

σ aust./aust. — tensiunea superficială la interfaţa austenită/austenită ;

$\Delta F_{\text{aust.}+\text{germene}}$ — forţa motrice a transformării egală cu diferenţa dintre energia liberă a fazei sau fazelor care rezultă din transformarea şi energia liberă a austenitei ;

ΔU_e — energia pentru acomodarea elastică a germenilor în austenită. Este clar că viteza de germinare este cu atît mai mică (austenita cu atît mai stabilă), cu cît $\Delta ØC$ este mai mare.

Prin microaliere cu bor, acesta, formînd cu fierul γ soluţie solidă interstiţială, măreşte energia liberă a austenitei, ceea ce are ca efect mărirea forţei motrice a transformării austenitei în ferită, deci micşorarea termenului $\Delta F_{\text{aust.}+\text{germene}}$ (3). Datorită acestui fapt prin microaliere cu bor se măreşte energia critică necesară formării germenilor la transformarea perlitică. O creştere suplimentară a energiei critice rezultă şi din faptul că prin dizolvarea borului la limitele grăunţilor de austenită se reduce sensibil $\sigma_{\text{aust./aust.}}$

În domeniul transformării bainitice transformarea este controlată de energia de activare U_a. Cu cît această energie este mai mare cu atît viteza de germinare este mai mică, deci austenita mai stabilă. Datorită faptului că borul se găseşte atît în straturile superficiale cît şi în limitele dintre grăunţi, că o parte din bor se află sub formă de borocarburi coerente cu matricea, distribuite în straturile de la suprafaţa grăunţilor, prin microaliere cu bor creşte energia de activare U_a pentru difuzie, ceea ce are ca efect micşorarea vitezei de germinare, deci creşterea stabilităţii austenitei subrăcite.

Considerînd şi influenţa pe care o manifestă borul la proporţii scăzute (pînă la cca 0,005%) asupra capacităţii de creştere a grăunţilor de austenită, borul mărind grăuntele de austenită, deci stabilitatea acestuia [10], ceea ce are ca efect scăderea vitezei de germinare, rezultă clar că mecanismul prin care microalierea cu proporţii scăzute în bor măreşte călibilitatea este un mecanism foarte complex, un rol important în acest proces avîndu-l şi viteza de creştere a germenilor. Într-adevăr viteza de creştere V_c a germenului de perlită în cazul austenitei aliate cu elemente ca : Ni, Cr, Ti, B etc. este :

$$V_c = A \frac{D}{C_{\text{aust}} - C_{\text{ferită}}} \frac{1}{\lambda^2} \quad (6)$$

unde :

λ este distanţa dintre lamelele de perlită ;

D — coeficientul de difuzie a carbonului în austenită în prezenţa elementelor de aliere ;

C_{aust} — concentraţia elementelor de aliere în austenită la interfaţa austenită-ferită ;

$C_{\text{ferită}}$ — elementul de aliere în ferită la interfaţa ferită-austenită ;

A — constanta determinată de tensiunea superficială la interfaţa ferită-cementită, de entropia de transformare austenită-perlită etc.

Prin microaliere cu bor sau cu bor şi titan are loc, în primul rînd, o micşorare a coeficienţilor de difuzie D (6) care are ca efect micşorarea vitezei de creştere a germenilor. În al doilea caz, borul şi titanul micşorînd viteza de germinare măresc distanţa interlamelară λ ceea ce duce, de asemenea, la micşorarea vitezei de creştere a germenilor, deci la deplasarea curbelor de sfîrşit de transformare TTT spre dreapta.

Influenţa pozitivă a prezenţei alături de bor a titanului în proporţii de pînă la 0,05% (conţinutul optim de titan este determinat de conţinutul în azot) se explică prin faptul că titanul leagă azotul sub formă de nitruri eliberînd prin aceasta o parte din bor care, atunci cînd conţinutul total în bor este sub aproximativ 0,005%, se dizolvă în straturile superficiale ale grăunţilor, mărind suplimentar călibilitatea oţelului.

Concluzii

Principalele concluzii care se desprind din analiza rezultatelor cercetărilor experimentale care au format obiectul prezentei lucrări sînt :

Microalierea cu bor sau cu bor şi titan măreşte adîncimea de pătrundere a călirii, care ajunge să fie comparabilă cu cea a oţelurilor vizate să fie înlocuite, 41CrNi12 şi 34MoCrNi.

În oţelurile de îmbunătăţire microaliate cu bor sau cu bor şi titan, borul se află distribuit predominant în limitele grăunţilor de austenită şi în concentraţii ceva mai mici, în zonele de la suprafaţa grăunţilor.

Pe baza datelor privind distribuţia borului, obţinute prin metoda autoradiografică, s-a propus o ipoteză cu privire la mecanismul influenţei microalierii cu bor sau cu bor şi titan asupra călibilităţii. Potrivit acestei ipoteze, mecanismul prin care microalierea cu proporţii scăzute de bor (pînă la cca 0,005%) deplasează curbele TTT la dreapta, mărind adîncimea de pătrundere a călirii, este un mecanism foarte complex determinat de influenţa exercitată de bor atît asupra vitezei de germinare V_n, mărind fluctuaţia critică de energie $\Delta \O C$ necesară formării unor germeni de dimensiune critică prin micşorarea tensiunii superficiale, σaust./aust. şi a forţei motrice $\Delta F_{\text{aust.–germene}}$ şi energia de activare U_a pentru difuzia carbonului cît şi prin micşorarea vitezei de creştere V_c a germenilor, determinată, în primul rînd, de mărirea de către bor a coeficientului de difuzie D al carbonului în austenită. În domeniul transformărilor perlitice, principalul rol îl are creşterea fluctuaţiilor critice $\Delta \O C$, iar în omeniul transformării bainitice, creşterea energiei de activare U_a.

BIBLIOGRAFIE

[1] Meskin, V. S. *Osnovi leghirovania stali.* Moscova, Metallurghizdat, 1964, p. 165.
[2] Field, J., In : Metal Progress, S.U.A., 1953, p. 78.
[3] Houdremont, E. *Spefialnie stali.* Metallurghizdat, Moscova, 1959.
[4] Geru, N., Chircă, D., Marin M., Bane, M. Coşmeleaţă, Georgeta, Ripoşan, I., Biolaru, Tr. : *Maleriale metalice. Structură, proprietăţi, utilizări.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1985 p. 265.
[5] Melloy, F. G., Russ C. John În : Metal Progress, S.U.A., nr. 11, 1966, p. 82.
[6] Goldstein, E., *Microleghirovania stali i ciunguna,* Moscova, Metallurghizdat, 1959, p. 60.
[7] Piatcova, L. L., Jijakina, O., În : Metallovedenie itermiceskaia obrabotka metallov, U.R.S.S., nr. 5, 1958, p. 27.
[8] Liahovici, L. G., Piatcova, L. L., În : Ciornaia metallurghia, U.R.S.S., nr. 8, 1960, p. 120.
[9] * * * Stahlschlussel, R.F.G., 1980.
[10] Coşmeleaţă Georgeta, Teză de doctorat, I.P.B., 1987.
[11 Akselsen, O. M., Gront, F. şi Kvaale, P. E., În : Metallurgical Transactions, Japonia, 1986 vol. 17 A, nr. 9, p. 1529.
[12] Borlera L., M., Pradelli, G. În : Metallurgia italiana, Italia, 1968, nr. 3, p. 140.
[13] Boutaine, J. L. In : *Les msmoires scientifique de la revue de metallurgie,* Franţa, 1973, nr. 10, p. 747.
[14] Harrison, T., S. În : Metallurgia italiana, Italia, nr. 12, p. 162, 1967.
[15] Jandeska, W. J., Morral, J. E. În : Metalurgical Transactions, Japonia, 1972, vol. 3, nr. 11, p. 2933.

REVISTA REVISTELOR

Koks i himlia, U.R.S.S., nr. 7, 1988

Estimarea proprietăţilor tehnologice ale materialelor de liere pentru brichetarea încărcăturilor de cărbune, p. 4 — Cercetarea statistico-experimentală şi alcătuirea modelului matematic a procesului de ştampare a încărcăturilor de cărbune, p. 6 — Cocs din încărcătura de cărbune încălzită şi formată, p. 13 — Formarea unei structuri zonale a cărămizii silica în spaţiile cuptoarelor cu camere, p. 15 — Cauzele formării fisurilor în pereţii camerelor cuptoarelor, p. 18 — Procesele fizico-chimice în zona de circulaţie a camerei instalaţiei de stingere uscată a cocsului, p. 21 — Adaosuri organice la încărcăturile de cărbune în vederea creşterii densităţii în vrac şi îmbunătăţirii calităţii cocsului, p. 24 — Echilibru în soluţiile de carbonat prin absorbţia concomitentă din gazul de cocserie a H_2S şi HCN, p. 32 — Durata de reconstrucţie a complexelor mari din industria cocsochimică, p. 37 — Îmbunătăţirea eficienţei tehnico-economice a producţiei de cocs din încărcătura pregătită termic, p. 44 — Metoda de determinare a carbonatului în apele reziduale, p. 49 — Examinarea cauzelor degradării bateriilor de cocsificare la uzina firmei United States Steel, S.U.A., p. 59 — Tehnica avansată a cocsificării, p. 62.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 5, 1988

Influenţa parametrilor de funcţionare a concasoarelor de cocs asupra gradului de mărunţire a cocsului, p. 25 — Reglarea automată a regimului de suflare al furnalului, p. 26 — Analiza regimurilor tip de uscare la furnale, p. 28 — Particularităţile tehnologiei de elaborare a oţelului pentru rulmenţi la Combinatul metalurgic Orsko-Halilovsk, p. 33 — Un regim optim de temperatură cu viteză la turnarea pe sus a oţelului pentru şine, p. 35 — Creşterea eficienţei de elaborare a oţelurilor rezistente la coroziune în cuptoare electrice cu arc de 20 t, p. 35 — Maşină de tăiat cu flacără pentru prelucrarea deşeurilor de metal agabaritice, p. 36 — Halda de zgură de la oţelăria Combinatului Karaganda, p. 37 — Micşorarea aderenţei blumurilor turnate continuu la încălzirea în cuptoare cu trecere continuă, p. 40 — Reconstrucţia laminorului 1150 de la uzina metalurgică Volgograd, p. 41 — Presarea ţevilor cu nervuri elicoidale interioare, p. 44

Metallurg, U.R.S.S., nr. 6, 1988

Asimilarea producţiei şi calitatea peletelor comerciale cu bazicitate ridicată din zăcămîntul Sokolovsk-Sarbaisk, p. 30 — Mărirea eficienţei de separare a produselor rezultate de la elaborarea în furnal în jgheabul principal al creuzetului, p. 32 — Funcţionarea furnalului dotat cu site modernizate pentru cernerea încărcăturii metalurgice, p. 34 — Repararea căptuşelii prin torcretare a furnalelor, p. 35 — Prelucrarea refractarelor cu scule din materiale foarte dure la reparaţiile agregatelor metalurgice, p. 36 — Afinarea fontei fosforoase în convertizoare mari prin utilizarea materialelor cu conţinut de carbon, p. 45 — Rezerve de reducere a manganului la elaborarea oţelului în cuptoare Martin de 600 t, p. 46 — Perfecţionarea tehnologiei de elaborare a oţelului rezistent la coroziune, p. 47 — Electrozi de mare siguranţă de vatră pentru cuptoarele de elaborat oţelul cu curent continuu, p. 48 — Utilizarea magnetului modernizat M-62 la încărcarea troacei cu deşeuri, p. 50 — Particularităţile de topire a suprafeţei electrozilor prin descărcarea în arc sub vid, p. 50 — Fabricarea produselor de metal în cîmp de toleranţă negativ, p. 55 — Încălzirea cu impulsuri a cuptoarelor adînci la încălzirea lingourilor din oţel aliat, p. 57 — Creşterea rezistenţei cilindrilor de laminor la laminoarele 240 şi 250, p. 59 — Laminorul continuu de sîrmă şi produse mărunte de la uzina metalurgică din R. S. Moldovenească, p. 60.

Studiul echilibrului termodinamic în sistemul $NH_3—H_2—N_2—F$ $\alpha(\gamma)$

Conf. dr. ing. E. Florian
dr. ing. M. Cojocaru
Institutul Politehnic Bucureşti
ing. R. Florian ICSITPSCM
ing. S. Popescu I.C.P.E.

CZ : 621.785 : 621—755 : 536.7

Utilizarea pe scară industrială a nitrurării gazoase în amoniac a fost îngreuiată de dificultăţile care au apărut în legătură cu posibilităţile de reglare a procesului, în sensul obţinerii unor structuri controlate ale stratului nitrurat. Încercările de realizare a unor aparate de reglare şi control al potenţialului de azot pe baza legăturii dintre concentraţia azotului în suprafaţa oţelului şi parametrii fazei gazoase utilizate nu au dat rezultate datorită următoarelor cauze :

— limitele reduse de solubilitate a azotului în soluţiile solide α şi γ' ;

— influenţa aleatoare deosebit de importantă a factorilor dinamici ai procesului (debitul şi viteza gazului) asupra echilibrului termodinamic al sistemului $NH_3—H_2—N_2—Fe\alpha(\gamma)$ şi asupra mărimilor care caracterizează acest echilibru ;

— lipsa unei metodologii universale de analiză termodinamică a sistemului $NH_3—H_2—N_2—Fe\alpha(\gamma)$, care să permită extinderea gamei de atmosfere utilizate, prin diluarea amoniacului cu gaze rezultate din disocierea sa (N_2, H_2) sau cu gaze inerte (Ar).

În acest context, ţinînd seamă şi de faptul că amoniacul este în orice condiţii prezent în atmosfera de nitrurare, se pare că unica posibilitate de reglare a potenţialului de azot în cazul nitrurării se realizează pe baza interdependenţei dintre concentraţia azotului în stratul superficial şi gradul de disociere al amoniacului, corespunzător condiţiilor termice şi gazodinamice ale procesului. Această interdependenţă a constituit obiectul preocupărilor a numeroşi cercetători care, pe baza analizei termodinamice a sistemului $NH_3—H_2—N_2—Fe$, au determinat teoretic [1], [2] sau experimental [3] stabilitatea fazelor în sistemul Fe—N, în funcţie de gradul de disociere a amoniacului sau de presiunea parţială a amoniacului nedisociat.

Din analiza comparativă a rezultatelor respective, s-a constatat în primul rînd neconcordanţa dintre datele experimentale şi cele teoretice.

În al doilea rînd, din calculele termodinamice au rezultat diferenţe între poziţiile domeniilor fazice (în cazul utilizării ca atmosferă iniţială a amoniacului şi respectiv a amoniacului diluat) cu produsele rezultate în urma disocierii sale prealabile ($N_2 + H_2$) (fig. 1) [1], [2].

Teoretic, în cazul în care valoarea de echilibru a presiunii parţiale a amoniacului la temperatura de nitrurare este mai mică decît presiunea parţială a amoniacului din atmosfera $NH_3 + (N_2 + H_2)$ iniţială, stabilirea echilibrului în cele două cazuri (atmosferă nediluată şi atmosferă diluată cu produse ale disocierii prealabile a amoniacului) trebuie să ducă, în spaţiul de lucru, la atmosfere cu compoziţii identice. Astfel, considerînd reale datele din figura 1, se constată că, în cazul utilizării amoniacului pur la 500°C, valoarea de echilibru a gradului de disociere este $\alpha = 43\%$. Concentraţia corespunzătoare de echilibru a amoniacului nedisociat va fi :

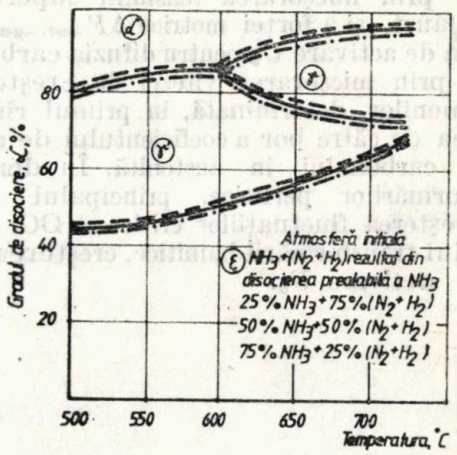


Fig. 1. Echilibrul fazic în sistemul Fe—N pentru diferite atmosfere utilizate [3]

$$(\%NH_3)_{500°C} = \frac{1-\alpha}{1+\alpha} \times 100 = 39\% \qquad (1)$$

Dacă atmosfera diluată $NH_3 + (N_2 + H_2)$ conţine mai mult de 39% NH_3, componentele diluante N_2 şi H_2 rezultînd stoichiometric din descompunerea prealabilă a amoniacului în proporţia 1 : 3, la aceeaşi presiune totală în cuptor, amoniacul se va disocia la temperatura de nitrurare conform constantei de echilibru a reacţiei de disociere pînă la valoarea de echilibru de 39%. În final, la temperatura de nitrurare din cele două tipuri de atmosfere iniţiale utilizate (amoniac şi respectiv amoniac

diluat cu produse ale descompunerii sale prealabile) rezultă, în aceleași condiții gazodinamice și de temperatură, atmosfere cu aceeași compoziție.

Cu actualele date și cunoștințe este greu de apreciat ce se întîmplă în cazul în care conținutul de amoniac din atmosferă diluată cu azot și hidrogen rezultat în urma disocierii sale prealabile este inferior conținutului de echilibru pentru temperatura respectivă, rezultat din constanta de echilibru a reacției :

$$NH_3 \rightarrow N_{\alpha,\gamma,\varepsilon,\gamma'} + 3/2\ H_2\ ;\ K_p = \frac{p_{H_2}^{3/2}}{p_{NH_3}} \qquad (2)$$

Creșterea conținutului de amoniac de la valoarea inițială pînă la cea de echilibru presupune sinteza amoniacului din azot și hidrogen molecular care, așa cum s-a arătat, la nivelul actual de cunoștințe nu poate fi acceptată, deși o serie de date experimentale obținute anterior de către autori, privind comportarea amoniacului în timpul încălzirii catalizate de fier, par să contrazică această afirmație. De aceea, în continuare se va analiza numai cazul în care conținutul de amoniac din atmosfera inițială depășește conținutul de echilibru la temperatura respectivă.

În aceste condiții, curbele din figura 1, cel puțin pentru conținuturi de amoniac în atmosferă de $NH_3+N_2+H_2$ care depășesc (45—50%), ar trebui să se suprapună, ceea ce, după cum se poate constata, nu se întîmplă în realitate.

În lucrare este prezentată o metodă generală, universală de calcul al echilibrului termodinamic la nitrurare, între fier și diversele atmosfere care conțin amoniac.

În analiza termodinamică s-a pornit de la reacțiile de bază care caracterizează sistemul $NH_3—N_2—H_2—Fe$, corespunzătoare limitelor dintre două domenii fazice.

Astfel, separarea fazei γ' din soluția solidă α la creșterea conținutului de amoniac nedisociat în atmosferă de nitrurare se face conform reacției :

$$\gamma' Fe\alpha + NH_3 \rightarrow Fe_{\gamma'}N + 3/2\ H_2 \qquad (3)$$

a cărei constantă de echilibru K_{p1} are valoarea :

$$K_{p_1} = \frac{p_{H_2}^{3/2}}{p_{NH_3}} \times \frac{a_N^{\gamma'}}{(a_N^{\alpha})^{\gamma'}} \qquad (4)$$

unde : γ' este numărul de atomi de fier din nitrura γ' ;

$a_N^{\gamma'}$ — activitatea termodinamică a azotului în nitrura γ';

$(a_N^{\alpha})^{\gamma'}$ — activitatea termodinamică a azotului în soluția solidă α, $Fe\alpha—N$, considerînd ca stare standard nitrura γ'.

Fiind vorba de limita de saturație a azotului în soluția solidă α, alegînd pentru activitatea azotului ca stare standard nitrura γ', $a_N^{\gamma'} \approx a_N^{\gamma'} \approx 1$.

Deci :

$$K_{p_1} = \frac{p_{H_2}^{3/2}}{p_{NH_3}} \qquad (5)$$

Cu reacția (5) se poate calcula presiunea parțială de echilibru a amoniacului $p_{NH_3}^{\alpha \rightarrow \gamma'}$ pentru care, la temperatura respectivă, din soluția solidă se separă compusul γ'.

În timpul desfășurării reacțiilor [7], se consideră că :

— suma presiunilor parțiale ale componentelor gazoase, deci presiunea totală în cuptor, se menține constantă; aceasta înseamnă că, la o anumită temperatură, suma presiunilor parțiale ale componentelor $p_{H_2} + p_{N_2} + p_{NH_3}$ este egală cu suma presiunilor parțiale ale componentelor respective din atmosfera inițială utilizată $p'_{H_2} + p'_{N_2} + p'_{NH_3}$:

$$p_{H_2} + p_{N_2} + p_{NH_3} = p'_{H_2} + p'_{N_2} + p'_{NH_3} = A \qquad (6)$$

— raportul dintre numărul de moli de hidrogen n_H și azot n_N se menține constant în timpul desfășurării reacțiilor; acest raport este același, atît atunci cînd se referă la compoziția atmosferei la temperatura de desfășurare a procesului (n_{H_2} și n_{N_2}), cît și la compoziția atmosferei inițiale (n'_{H_2} și n'_{N_2}).

Adică :

$$n_H = 2n_{H_2} + 3n_{NH_3} = 2n'_{H_2} + 3n'_{NH_3} \qquad (7)$$

$$n_N = 2n_{N_2} + 3n_{NH_3} = 2n'_{N_2} + 3n_{NH_3} \qquad (8)$$

Notînd cu n_T numărul total de moli, cu P presiunea totală și ținînd seamă de relațiile cunoscute :

$$P_i = PN_i\ ;\ N_i = \frac{n_i}{n_T}\ ;\ P_i = \frac{n_i}{n_T} P \qquad (9)$$

unde N_i este concentrația componentului i, se ajunge la expresia :

$$n_i = \frac{P_i}{P} n_T \qquad (10)$$

În cazul concret analizat, ținînd seamă de expresiile (9) și (10), ecuațiile (7) și (8) devin :

$$n_H = 2\frac{p_{H_2}}{P} n_T + 3\frac{p_{NH_3}}{p} n_T = 2\frac{p'_{H_2}}{p} n_T + 3\frac{p'_{NH_3}}{p} n_T \qquad (11)$$

$$n_N = 2\frac{p_{N_2}}{p}n_T + \frac{p_{NH_3}}{p}n_T =$$

$$= 2\frac{p'_{N_2}}{p}n_T + \frac{p'_{NH_3}}{p}n_T \qquad (12)$$

Împărţind pe (11) la (12) se obţine :

$$\frac{n_H}{n_N} = \frac{p_{H_2} + 1{,}5\,p_{NH_3}}{p_{N_2} + 0{,}5\,p_{NH_3}} =$$

$$= \frac{p'_{H_2} + 1{,}5\,p'_{NH_3}}{p'_{N_2} + 0{,}5\,p'_{NH_3}} = B \qquad (13)$$

Valorile constantelor A şi B se determină din condiţiile iniţiale (cunoscînd compoziţia atmosferei iniţiale utilizate). Rezolvînd sistemul format din ecuaţiile (5), (6) şi (13) se obţin, pentru o anumită temperatură de nitrurare (considerată în calcul prin valoarea constantei de echilibru K_{p_1}), valorile presiunii parţiale a amoniacului corespunzător formării nitrurii γ' din soluţia solidă α :

$$\frac{p_{H_2}^{3/2}}{p_{NH_3}^{\alpha \rightarrow \gamma'}} = K_{p_1}$$

$$p_{H_2} + p_{NH_3} + p_{N_2} = A \qquad (14)$$

$$\frac{p_{H_2} + 1.5\,p_{NH_3}}{p_{N_2} + 0{,}5\,p_{NH_3}} = B$$

Valorile constantei K_{p_1} s-au calculat în funcţie de temperatura T cu ajutorul variaţiei potenţialului termodinamic ΔG_T° :

$$\log K_{p_1} = -\frac{\Delta G_T^\circ}{19{,}09\,T} \qquad (15)$$

Variaţia în funcţie de tempratură a valorilor ΔG_T^0 pentru diferite reacţii din sistemul Fe—N sînt prezentate în tabelul 1.

Pentru calculul limitelor domeniilor $\alpha - \gamma'$ şi $\gamma' - \varepsilon$ s-au verificat datele termodinamice din tabelul 1 pentru reacţiile (1) şi (4), comparîndu-le cu date similare din lucrările [5] şi [6].

Domeniul $\alpha - \gamma'$:

$$\frac{p_{NH_3}^{\alpha-\gamma'}}{p_{H_2}^{3/2}} \geqslant 1{,}266 \times 10^{-3} \exp\left(-\frac{34\,850}{RT}\right) \qquad (16)$$

Pentru domeniul $\gamma' \rightarrow \varepsilon$:

$$\frac{p_{NH_3}^{\gamma'-\varepsilon}}{p_{H_2}} \geqslant 2{,}33 \times 10^{-4} \exp\left(-\frac{58\,400}{RT}\right) \qquad (17)$$

Tabelul 1

Valorile variaţiei potenţialelor standard ΔG_T^0 pentru diferite reacţii din sistemul Fe—N /4/

Numărul reacţiei	T, K / ΔG_T°, kJ pentru reacţia	600	625	650	700	750	800	840	850	864	900	950
1	$\gamma' Fe\alpha + NH_3 \rightleftarrows Fe\gamma'N + \frac{3}{2}H_2$	+2,0	0	−1,0	−3,5	−6,0	−9,0	−11,7	−12,0	−13,5	—	—
2	$\gamma Fe\alpha + NH_3 \rightleftarrows Fe\gamma N + \frac{3}{2}H_2$	—	—	—	—	—	—	—	—	−13,5	−17,6	−24,0
3	$\frac{\gamma'}{\gamma - \gamma'} Fe\gamma N + NH_3 \rightleftarrows \frac{\gamma}{\gamma - \gamma'} Fe\gamma'N + \frac{3}{2}H_2$	—	—	—	—	—	—	—	—	−13,5	−15,0	—
4	$\frac{\varepsilon}{\gamma' - \varepsilon} Fe\gamma'N + NH_3 \rightleftarrows \frac{\gamma'}{\gamma' - \varepsilon} Fe_2N + \frac{3}{2}H_2$	+17,0	+15,0	+13,5	+10,0	+6,8	+3,0	0	−0,5	−2,0	−4,5	—
5	$\frac{\varepsilon}{\gamma - \varepsilon} Fe\gamma N + NH_3 \rightleftarrows \frac{\gamma}{\gamma - \varepsilon} Fe_2N + \frac{3}{2}H_2$	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	−17,0

Astfel pentru T = 750 K limita domeniului $\alpha \rightarrow \gamma'$ se obţine pentru :

$$\frac{p_{N_2}^{3/2}}{p_{NH_3}^{\alpha \rightarrow \gamma'}} = 2{,}62 \text{ conform [4] şi } \frac{p_{H_2}}{p_{NH_3}^{\alpha \rightarrow \gamma}} =$$

$= 2{,}90$ conform [5].

Acelaşi raport calculat cu ajutorul curbelor experimentale [3] are valoarea $p_{H_2}^{3/2}/p_{NH_3}^{\alpha \rightarrow \gamma'} = 2{,}98$, ceea ce demonstrează o concordanţă acceptabilă a rezultatelor privind funcţiile termodinamice ale reacţiilor din sistemul Fe—N.

Avînd în vedere analiza completă din lucrarea [4], în continuare s-au utilizat datele din tabelul 1.

Pentru diferite valori ale constantei K_{p_1}, s-au determinat valorile de echilibru ale presiunii parţiale a amoniacului nedisociat pentru diferite compoziţii iniţiale de atmosfere, rezultînd în felul acesta limita domeniului fazic $\alpha \rightarrow \gamma'$.

Limitele celorlalte domenii fazice s-au calculat în mod similar, utilizînd datele din tabelul 1, pe baza reacţiilor care duc la transformările respective de fază :

— domeniul $\alpha - \gamma$:

$$\gamma Fe\alpha + NH_3 \rightleftarrows Fe_\gamma N + 3/2\ H_2;\ K_{p_2} = \frac{p_{H_2}^{3/2}}{p_{NH_3}^{\alpha \rightarrow \gamma'}} \tag{18}$$

— domeniul $\gamma - \gamma'$:

$$\frac{\gamma'}{\gamma - \gamma'} Fe_\gamma N + NH_3 \rightleftarrows \frac{\gamma}{\gamma - \gamma'} Fe_{\gamma'} N + 3/2\ H_2;\ K_{p_3} = \frac{p_{H_2}^{3/2}}{p_{NH_3}^{\gamma \rightarrow \gamma'}} \tag{19}$$

— domeniul $\gamma' - \varepsilon$:

$$\frac{\varepsilon}{\gamma' - \varepsilon} Fe_{\gamma'} N + NH_3 \rightleftarrows \frac{\gamma'}{\gamma' - \varepsilon} Fe_\varepsilon N + 3/2\ H_2;\ K_{p_4} = \frac{p_{H_2}^{3/2}}{p_{NH_3}^{\gamma' \rightarrow \varepsilon}} \tag{20}$$

— domeniul $\gamma \rightarrow \varepsilon$:

$$\frac{\varepsilon}{\gamma - \varepsilon} Fe_\gamma N + NH_3 \rightleftarrows \frac{\gamma}{\gamma - \varepsilon} Fe_\varepsilon N + 3/2\ H_2;\ K_{p_5} = \frac{p_{H_2}^{3/2}}{p_{NH_3}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}} \tag{21}$$

Calculele au fost efectuate introducînd succesiv în sistemul (14), în locul ecuaţiei care exprimă valoarea constantei K_{p_1}, expresiile constantelor $K_{p_2} - K_{p_5}$ rezultate din ecuaţiile

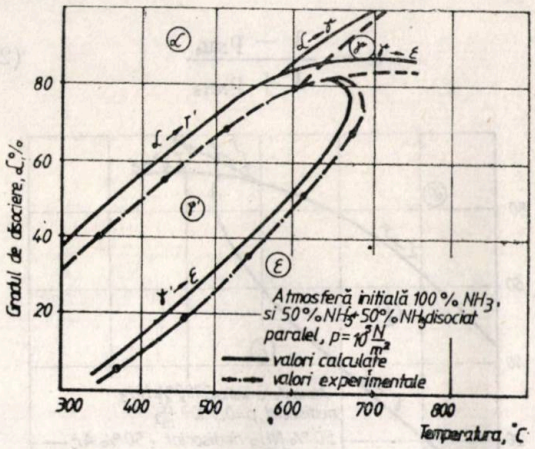


Fig. 2. Curbele teoretice ale echilibrului fazic Fe—N pentru 100% NH_3 şi 50% NH_3 + 50% (N_2 + H_2) rezultate din disocierea prealabilă a amoniacului ; $p_{total} = 10^5$ N/m²

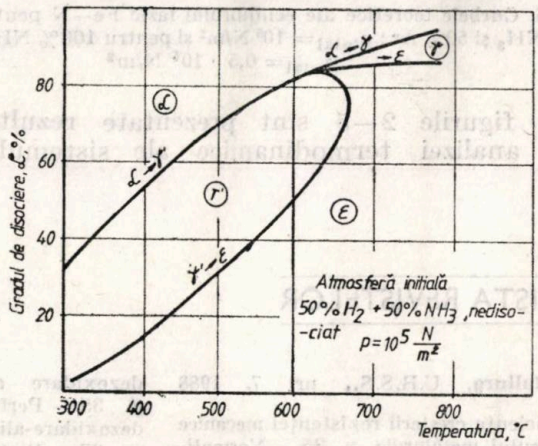


Fig. 3. Curbele teoretice ale echilibrului fazic Fe—N pentru 50% NH_3 + 50% H_2 ; $p_{total} = 10^5$ N/m²

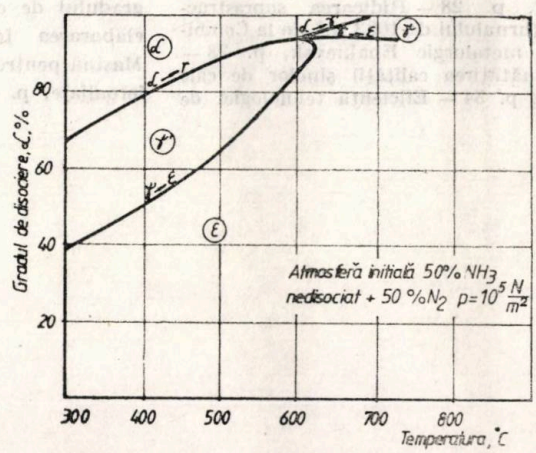


Fig. 4. Curbele teoretice ale echilibrului fazic Fe—N pentru 50% NH_3 + 50% N_2 ; $p_{total} = 10^5$ N/m²

18—21) şi calculate cu ecuaţii similare cu ecuaţia (15), utilizînd valorile funcţiei ΔG_T° din tabelul 1.

Calculul gradului de disociere a amoniacului α se face cu formula :

$$\alpha = \frac{1 - p_{NH_3}}{1 + p_{NH_3}} \qquad (22)$$

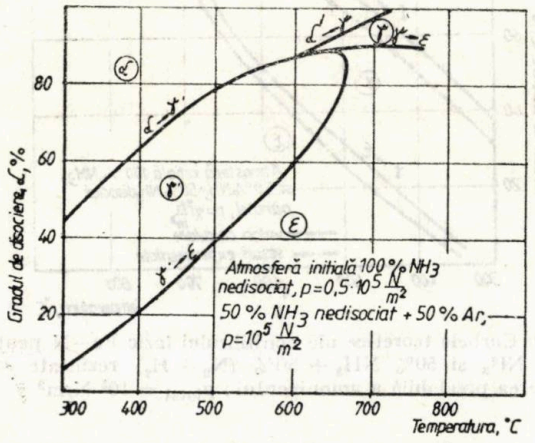


Fig. 5. Curbele teoretice ale echilibrului fazic Fe—N pentru 50% NH_3 şi 50% Ar; $p_{total} = 10^5$ N/m² şi pentru 100% NH_3; $p_{total} = 0{,}5 \cdot 10^5$ N/m²

În figurile 2—5 sînt prezentate rezultatele analizei termodinamice ale sistemului Fe—N pentru diferite tipuri de atmosfere utilizate.

În figura 2 sînt trecute şi valorile experimentale ale limitelor domeniilor fazice din sistemul $N_2—H_2—NH_3—Fe$ [2] din care se constată o bună concordanţă între rezultatele experimentale şi cele calculate prin metodologia propusă de autori. Se constată, de asemenea, că domeniile fazice sînt identice în cazul utilizării unei atmosfere de 100%NH_3 sau 50% NH_3 şi 50% (N_2+ H_2) rezultate în urma disocierii sale prealabile, ceea ce este în deplină concordanţă cu consideraţiile teoretice prezentate la începutul lucrării.

BIBLIOGRAFIE

[1] Dubinin, G. N., Kogan, I, a. D. Progresivnîmetodî himiko-termiceskoi obrabotki. Moscova, Maşinostroenie, 1979.

[2] Lahtin, Iu. M., Kogan, Ia. D., Solodkin G. A., Termodinamiceskie osnovi reguliruemih proţesov azotirovania. Vol. Reguliruemie proţessî azotirovania, Moscova, NINFORMATIAJMAS nr. 13—76—20. 1976, p. 1—7.

[3] Lehrer, E., Z., Electrochemie, 1930, 36, pag. 383.

[4] Kuleşov, Iu. S., Smirnov, A. B., În: Metalloveden,ie i termiceskaia obrabotka metallov, U.R.S.S., 1966 nr. 5.

[5] Jentsch, W. D., Böhmer S., Krist und Techn., R.F.G. 19 77, 12, nr. 12, p. 1275—1283.

[6] Hillert, M., Jari, M., În: Metallurgical transactions, Japonia, 1975, 554, vol. 6A, nr. 3.

REVISTA REVISTELOR

Metallurg, U.R.S.S., nr. 7, 1988

Eficienţa creşterii rezistenţei mecanice a cocsului metalurgic, p. 25 — Normativele consumului de combustibil la transportoarele de prăjit la fabricarea peletelor, p. 27 — Normativele consumului de combustibil în cauperele de furnal, p. 28 — Ridicarea suprastructurii furnalului de 1033 m³ de la Combinatul metalurgic Enakievsk, p. 28 — Îmbunătăţirea calităţii şinelor de cale ferată, p. 34 — Eficienţa tehnologiei de dezoxidare a oţelului pentru roţi, p. 35 — Perfecţionarea tehnologiei de dezoxidare-aliere a oţelului 10HSND, p. 37 — Perfecţionarea tehnologiei de fabricaţie a sleburilor turnate continuu din oţeluri slab aliate la laminarea în tablă subţire, p. 37 — Îmbunătăţirea gradului de extracţie a manganului la elaborarea feromanganului, p. 38 — Maşină pentru deservirea cuptoarelor de feroaliaje, p. 39 — Studierea procesului de îngheţare a zgurelor granulate, p. 41 — Îmbunătăţirea izolării ţevilor de la vatră la cuptoarele cu trecere continuă, p. 44 — Laminarea semifabricatelor cu secţiune mare la laminoarele de sîrmă, p. 45 — Mărirea rezistenţei oalelor inelare la liniile de laminare la rece a ţevilor, p. 47 — Întocmirea programelor cu interacţiune pentru microcalculatorul MK-56, p. 47 — Curăţarea conductelor de diametru mare de depunerile minerale, p. 51.

Dr. ing. P. Moldovan
şi ing. Rodica Murgulescu
Institutul Politehnic Bucureşti

Cercetări privind eliminarea avansată a impurităţilor la rafinarea termică a cuprului blister

CZ : 621.785 ; 669.054 ; 546.56 — 121

Metalurgia neferoasă actuală este confruntată cu probleme mari privind valorificarea minereurilor complexe impure şi din ce în ce mai sărace în metale utile. Din elementele însoţitoare ale cuprului, As şi Sb rămîn în cuprul blister care a rezultat în urma convertizării matelor cuproase. Eliminarea acestor impurităţi care micşorează într-un grad însemnat conductibilitatea electrică a cuprului (fig. 1) se realizează foarte greu la rafinarea oxidantă [1]. La rafinarea termică a cuprului blister, As şi Sb se pot oxida fie la trioxizi volatili (As_2O_3 şi Sb_2O_3), fie la pentaoxizi nevolatili (As_2O_5 şi Sb_2O_5). Dacă conţinutul lor în cupru este ridicat, oxidarea şi evaporarea lor începe încă în perioada de topire. În faza de oxidare, eliminarea acestor impurităţi se intensifică pe măsura creşterii conţinutului de oxigen (Cu_2O) dizolvat în baia metalică. Formarea compuşilor oxidici (arseniţi, arseniaţi, antimoniţi şi antimoniaţi) şi, în special, a arseniaţilor şi antimoniaţilor complecşi de cupru şi nichel este nedorită ca urmare a reductibilităţii lor dificile în perioada de perşaj. În unele uzine, se realizează repetarea operaţiilor de oxidare şi perşaj în vederea reducerii arseniaţilor şi antimoniaţilor la trioxizi volatili şi parţial la arseniuri şi antimoniuri, acestea din urmă fiind reoxidate.

Zgurificarea oxizilor de As şi Sb poate fi înlesnită prin adaosuri bazice (Na_2CO_3, CaO ş.a.), condiţii în care se formează arseniaţi şi antimoniaţi de Na şi Ca, insolubili în cupru lichid, care flotează la suprafaţa băii metalice. În aceste condiţii, conţinutul de As şi Sb la începutul rafinării termice scade simţitor pînă la sutimi şi chiar miimi de procente.

În literatură există unele date teoretice şi practice privind influenţa adaosurilor bazice pentru zgurificarea oxizilor de As şi Sb. Datele obţinute de unii cercetători, în fază de laborator, utilizînd zgure ideale (de ex. Na_2CO_3 pur) şi atmosfere ideale (de ex. atmosferă de CO_2), exprimate sub forma coeficienţilor de repartiţie, nu pot fi extinse în practica industrială decît calitativ (2).

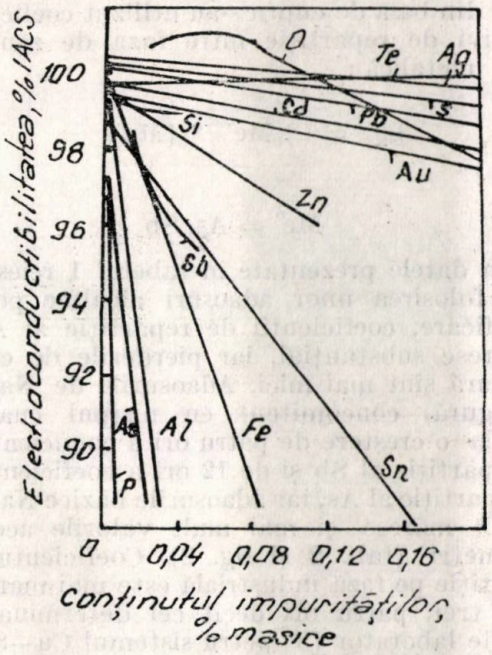


Fig. 1. Variaţia electroconductibilităţii cuprului în funcţie de conţinutul de impurităţi

Scopul lucrării este acela de a verifica în practica industrială aplicabilitatea unor încercări experimentale, efectuate în laborarator [3], privind eliminarea As şi Sb în prezenţa unor adaosuri bazice (Na_2CO_3) în zgura de rafinare termică a cuprului.

Tabelul 1

Rezultatele experimentale privind rafinarea termică industrială a cuprului blister cu diferite adaosuri

Numărul şarjei	Cu, t	Conţinutul de cupru în şarjă, %	Conţinutul de cupru în cupru rafinat, %	[O] iniţial în şarjă	Conţinutul de cupru în zgură, %	Fazele tehnologice *	Adaosuri, t		
							Na_2CO_3	SiO_2	CaO
1	97,0	98,37	99,34	0,4	40,6	S—Ox—Zg—P—T	—	0,2	—
2	104,4	98,75	99,40	0,4	36,5	S—Ox—Ox—Zg—P—T	0,5	0,2	—
3	101,8	98,64	99,51	0,4	33,4	S—Ox—Ox—Zg—P—T	0,5	—	0,4

* S — şarjare; Ox — oxidare; Zg — zgurificare; p — peisaj; T — turnare

Metoda de investigare și rezultatele experimentărilor industriale

Lucrarea se bazează pe rezultatele obținute în procesul industrial de rafinare termică a cuprului blister. S-au luat în considerație șarje cu diferite adaosuri pentru formarea zgurei (SiO_2, Na_2CO_3 și CaO) (tab. 1). Încărcăturile din cuptorul de rafinare conțin deșeuri (anozi epuizați, cochile uzate) insuficient spălate, care măresc conținutul impurităților din baia metalică. De pildă, față de conținuturile de 0,086 % Sb și 0,035% As din cuprul de convertizor, conținutul lor în baia metalică crește la 0,1% Sb și respectiv 0,075%As în cazul folosirii deșeurilor.

Pentru evaluarea eficienței eliminării As și Sb din baia de cupru s-au utilizat coeficienții efectivi de repartiție între faza de zgură și faza metalică :

$$L'_{Me} = (\%Me')/\%[Me'] \qquad (1)$$

unde :

$$Me' = As, Sb$$

Din datele prezentate în tabelul 1 reiese că, prin folosirea unor adaosuri alcaline pentru zgurificare, coeficienții de repartiție ai As și Sb cresc substanțial, iar pierderile de cupru în zgură sînt mai mici. Adaosurile de Na_2CO_3 în zgură, concomitent cu nisipul cuarțos, duc la o creștere de patru ori a coeficientului de repartiție al Sb și de 12 ori a coeficientului de repartiție al As, iar adaosurile bazice Na_2CO_3 + CO măresc și mai mult valorile acestor parametri (tab. 2 și fig. 2). Coeficientul de repartiție pe fază industrială este mai mare de circa trei, patru ori decît cel determinat în fază de laborator [3] petru sistemul Cu—Sb—O—Na la 1 200°C. În aceste condiții, con-

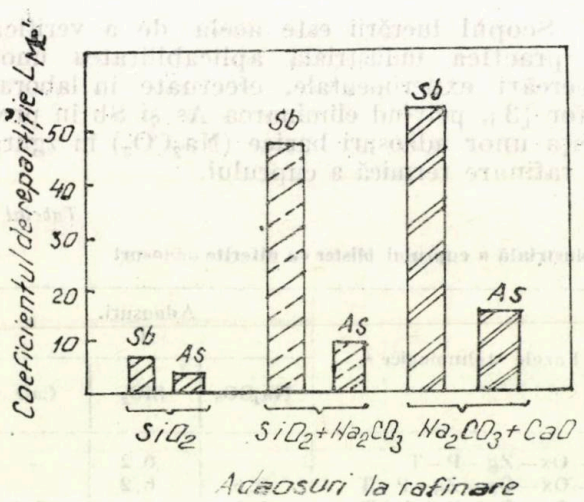


Fig. 2. Nomograma valorilor coeficienților de repartiție ai Sb și As la rafinarea termică a cuprului, cu diferite adaosuri de zgurificare

Tabelul 2

Coeficienții de repartiție a unor impurități la rafinarea industrială a cuprului

Numărul șarjei	Coeficienții de repartiție					[O] inițial în șarjă
	L_{Cn}	L_{Pb}	L_{Sb}	L_{As}	L_{Zn}	
1	0,40	10	3,7	1,70	33	0,4
2	0,37	171	47,2	6	—	0,4
3	0,30	39	52,0	7,5	200	0,4

ținuturile de Sb și As în zgura de rafinare cresc de la 0,76% la 3,13% Sb și respectiv de la 0,05% la 0,15% As. De remarcat că, în prezența simultană a SiO_2 și Na_2CO_3, coeficientul de repartiție a plumbului crește considerabil (de cca 17 ori). Aceasta se explică prin distrugerea compușilor $PbO \cdot Sb_2O_5$ și $2PbO \cdot Sb_2O_5$:

$$(PbO \cdot Sb_2O_5) + 3\,Na_2O_f = 2(Na_3SbO_4) + (PbO) \qquad (2)$$

$$(2PbO \cdot Sb_2O_5) + 3\,Na_2O_f = 2(Na_3SbO_4) + 2(PbO) \qquad (3)$$

Unde :

Na_2O reprezintă Na_2O_f rezultat din descompunerea fondantului. Oxizii de plumb astfel rezultați se zgurifică cu SiO_2 din nisipul cuarțos :

$$2(PbO) + SiO_2 = (2PbO \cdot SiO_2) \qquad (4)$$

De asemenea, creșterea de cca șase, șapte ori a coeficientului de repartiție a zincului, în prezența adaosurilor de Na_2CO_3 și CaO, indică zgurificarea avansată a zincului prin formarea compușilor de tipul $xNa_2O \cdot yZnO$. Adaosurile de Na_2CO_3 și CaO la rafinarea termică a cuprului asigură, pe lîngă eliminarea avansată a unor impurități, reducerea duratei de rafinare cu cca 2 h. Utilizarea acestor adaosuri trebuie realizată cu precauție în practica industrială, pentru a se evita corodarea prematură a căptușelii refractare a agregatelor de rafinare oxidantă.

Concluzii

Utilizarea în practica industrială a adaosurilor bazice (Na_2CO_3, CaO) în procesul de rafinare termică a cuprului duce la creșterea substanțială a coeficienților de repartiție a

unor impurităţi (As, Sb, Pb, Zn) şi la eliminarea lor avansată din baia metalică.

O atenţie deosebită trebuie însă acordată momentelor propice de introducere a adaosurilor bazice care să asigure concomitent zgurificarea oxizilor, pe măsura formării acestora, precum şi distrugerea compuşilor oxidici care au tendinţa de a nu se separa din baia metalică.

BIBLIOGRAFIE

[1] Aglitsky, V. A.: *Pyrometallurghycheskoe rafinirovanie medi.* Izd. Metällurghiia, Moscova, 1971, p. 34

[2] Kojo, I. V., *The Thermodymics of As, Sb, Cu, Bi, by Sodium Carbonateè Sleg.* În: Acta Polytechnica Scandinavica, Chemical Technology and Metallurgy, nr. 161, Helsinky, 1985.

[3] Oprea, I., Moldovan, P. În: Revue Roumaine des Sciences Techniques — Métallurgie, R.S.R., tom. 17, nr. 1, 1972, p. 17—24.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 5, 1988

Reglarea parametrilor de funcţionare a maşinii de aglomerare cu linie alungită, p. 5 — Parametrii optimi ai gurilor de vînt, p. 7 — Utilizarea deşeurilor uşoare în încărcătura convertizoarelor, p. 15 — Intensificarea proceselor de formare a zgurei la afinarea în convertizor a fontei cu conţinut scăzut de mangan, p. 16 — Eficienţa reducerii concentraţiei de mangan în fontă pentru condiţiile combinatului Azovstal p. 18 — Evacuarea zgurei din convertizor, p. 21 — Clasificarea proceselor de convertizor, p. 23 — Îmbunătăţirea calităţii oţelurilor pentru rulmenţi, p. 26 — Îmbunătăţirea calităţii oţelurilor pentru rulmenţi prin afinarea sub vid, p. 29 — Elaborarea oţelurilor pentru rulmenţi în cuptorul electric de mare putere de 100 t, p. 32 — Asimilarea tehnologiei de elaborare şi turnare a oţelurilor pentru rulmenţi ŞH15 la Combinatul metalurgic Orsko-Halilovsk, p. 34 — Influenţa parametrilor tehnologici asupra calităţii oţelurilor pentru rulmenţi, p. 36 — Încercarea tehnologiei de elaborare a oţelurilor pentru rulmenţi în convertizor, p. 38 — Îmbunătăţirea structurii şi a proprietăţilor mecanice ale laminatului pentru profilele fasonate de mare precizie prin răcirea reglabilă, p. 41 — Reconstrucţia laminorului de sîrmă la Combinatul metalurgic Magnitogorsk, p. 42 — Perfecţionarea tehnologiei de laminare la rece în scopul micşorării defectelor de suprafaţă ale laminatului, p. 45 — Căi de reducere a consumului de cilindri de sprijin de la laminoarele pentru dresare, p. 47 — Interacţiunea benzii din oţel cu topitură de aluminiu şi zinc la aplicarea acoperirilor, p. 50 — Situaţia şi perspectivele îmbunătăţirii şinelor de cale ferată, p. 52 — Utilizarea mijloacelor MicroDAT la automatizarea laminării la rece a ţevilor, p. 55 — Stabilirea parametrilor de deformare la rece şi la cald a ţevilor, care exclud formarea fisurilor, p. 56 — Elaborarea cablurilor în spirală tipPK pentru maşinile de ploaie artificială, p. 59 — Mărirea durabilităţii sculelor de la presele pentru cuie, p. 61 — Asimilarea tehnologiei de răcire accelerată a sîrmei laminate la Uzina metalurgică Bieloruskii, p. 62 — Îmbunătăţirea calităţii laminatelor în pachet pentru refularea la rece, p. 65 — Perfecţionarea tehnologiei de obţinere a unui strat electroizolator pe oţelul anizotropic electrotehnic, p. 67 — Influenţa încălzirii şi a deformării repetate asupra proprietăţilor oţelului R6M5F3-MP, obţinut din pulberi, p. 71 — Sisteme de proiectare automatizată a obiectivelor siderurgice, p. 75 — Elaborarea unui sistem automatizat de proiectare a producţiei de fontă de furnal, p. 78 — Experienţa elaborării şi introducerii sistemului de informare-regăsire la proiectarea automatizată a secţiilor de ţevi, p. 80 — Automatizarea lucrărilor de proiectare în institutele miniere, p. 83 — Elaborarea proiectelor de măsuri privind protecţia atmosferei, p. 85 — Clasificarea şi codificarea obiectivelor de proiectare la realizarea bazelor de informare, p. 88 — Situaţia asigurării cu programe a sistemului automatizat de proiectare-Cermet, p. 90 — Sistem automatizat de cercetare la realizarea sistemului automatizat de proiectare — SAPR-PI, p. 91 — Conducerea unui institut de proiectare complex cu ajutorul sistemului SAPR, p. 95 — Dezvoltarea concepţiei Sistemului automatizat de proiectare de ramură, p. 98 — Încălzirea cu jet de flacără a laminărilor insuficiente în secţiile de profile laminate, p. 102 — Cuptoare electrice noi cu clopot pentru călirea sîrmei la Combinatul metalurgic Beloreţk, p. 106 — Sisteme noi de răcire cu apă la cuptoarele de elaborare a oţelului, p. 107.

INDEXUL ALFABETIC PE AUTORI PENTRU ANUL 1988

A

Abagiu, A. : nr. 11, p. 495
Adler, O. : nr. 11, p. 498
Albăstroiu, P. : nr. 1, p. 12 ; nr. 10, p. 439
Albiță, Gh. : nr. 11, p. 532
Aldea, G. : nr. 1, p. 34
Alexandru, M. : nr. 8, p. 412 ; nr. 12, p. 541
Alexe, M. : nr. 10, p. 466 ; nr. 12, p. 566
Aloman, A. : nr. 3, p. 135 ; nr. 4, p. 199 ; nr. 5, p. 246
Amzuică, D. : nr. 6, p. 307
Ancuț, R. : nr. 1, p. 10 ; nr. 3, p. 127
Anton, Doina : nr. 7, p. 353
Apa, L. : nr. 5, p. 236
Avram, C. : nr. 1, p. 10

B

Bacinschi, Zorica : nr. 8, p. 400
Balea, F. : nr. 12, p. 587
Badea, S. : nr. 1, p. 38 ; nr. 5, p. 266
Banu, Șt : nr. 6, p. 286, p. 290, p. 294
Balinca, G. : nr. 6, p. 294
Barac, D. : nr. 12, p. 544
Bădină, C. : nr. 11, p. 513
Becherescu, M. : nr. 12, p. 541
Beder, G. : nr. 3, p. 145
Belcea, Gheorghița :
Bekeși, M. : nr. 7, p. 339
Belzo, O. : nr. 12, p. 583
Bertalan, Georgeta : nr. 11, p. 495
Bodnar, C. : nr. 10, p. 472
Bogdan, C. : nr. 9, p. 470
Boghici, M. : nr. 10, p. 468
Boiangiu, C. : nr. 1, p. 10
Bojin, D. : nr. 7, p. 364 ; nr. 9, p. 445, p. 448, p. 480
Bostan, Violeta : nr. 3, p. 113
Brabie, V. : nr. 11, p. 509
Braic, V. : nr. 9, p. 470
Bratu, C. : nr. 1, p. 48 ; nr. 2, p. 93 ; nr. 3, p. 153 ; nr. 4, p. 209
Brîndei, L. : nr. 9, p. 468
Brănescu, P. : nr. 4, p. 191
Brînzei, M. : nr. 9, p. 480
Brînzoi, V. : nr. 1, p. 26

C

Cazimirovici, E. : nr. 1, p. 20, nr. 10, p. 455
Călin, Mariana : nr. 9, p. 364 ; nr. 10, p. 445
Cătuneanu, Nicoleta : nr. 12, p. 547
Chesăuan, L. : nr. 5, p. 230
Chircă, D. : nr. 12, p. 562
Chiser, E. : nr. 8, p. 392 ; nr. 10, p. 472
Chișamera, M. : nr. 7, p. 368
Chivu, Vasilica : nr. 3, p. 148 ; nr. 8, p. 414
Cibian, P. : nr. 10, p. 468
Cicort, D. : nr. 7, p. 339
Ciobanu, I. : nr. 5, p. 253, p. 257
Ciocan, Georgeta : nr. 6, p. 286, p. 290, p. 294
Ciocan, N. : nr. 1, p. 10
Cioclov, D. : nr. 9, 474
Circo, T. : nr. 12, p. 547
Cocolaș, S. : nr. 3, p. 153 ; nr. 5, p. 262 ; nr. 12, p. 587
Cohn, E. : nr. 3, p. 148 ; nr. 8, p. 414 ; nr. 12, p. 587
Cojocaru, M. : nr. 2, p. 83
Colan, M. : nr. 8, p. 418
Collin, G. : nr. 3, p. 118 ; nr. 4, p. 175
Constantin, C. : nr. 10, p. 446
Constantinescu, R. : nr. 6, p. 299
Constantinescu, V. : nr. 10, p. 439 ; nr. 11, p. 519 ; nr. 13, p. 568
Cornea, Șt. : nr. 1, p. 17
Costea, A. : nr. 8, p. 412
Cosneanu, C. : nr. 9, p. 412 ; nr. 10, p. 468, p. 481 ; nr. 11, p. 504 ; nr. 12, p. 583
Coșmeleață, Georgeta : nr. 3, p. 140 ; nr. 11, p. 513
Crihană, M. : nr. 7, p. 368
Crăciun, D. : nr. 7, p. 356
Cristea, Lidia : nr. 5, p. 243 ; nr. 9, p. 448

D

Dascălu, Gh. : nr. 10, p. 433
Dascălu, P. : nr. 10, p. 451 ; nr. 11, p. 489
Decean, V. : nr. 4, p. 206 ; nr. 7, p. 374
Demeni, Z. : nr. 8, p. 406
Dijmărescu, A. : nr. 3, p. 131 ; nr. 11, p. 523
Domșa, S. : nr. 11, p. 519 ; nr. 12, p. 568
Dragomir Angelescu, Lucia : nr. 10, p. 455
Drăgulescu, Doina : nr. 9, p. 468
Drăgan, I. : nr. 9, p. 439
Drăghici, Gh. : nr. 1, p. 30
Dumitrescu, C. : nr. 9, p. 480
Dumitrescu, D. : nr. 2, p. 77
Dumitrescu, T. : nr. 10, p. 460 ; nr. 11, p. 504

F

Farkaș, Șt. : nr. 10, p.
Fifirig, G. : nr. 12, p. 583
Florian, E. : nr. 2, p. 83 ; nr. 4, p. 203
Forisz, Șt. : nr. 3, p. 113
Funieru, Lucia : nr. 1, p. 12

G

Gaba, A. : nr. 4, p. 194
Ganea, M. V. : nr. 12, p. 587
Ganovici, Lucia : nr. 2, p. 85 ; nr. 7, p. 329
Gâdea, Suzana : nr. 2, p. 59 ; nr. 9, p. 435
Găleșanu, Al. : nr. 5, p. 257
Geamănu, C. : nr. 4, p. 203
Georgescu, M. L. : nr. 5, p. 250
Geru, N. : nr. 2, p. 140
Gheorghiu, Ileana : nr. 5, p. 225
Gheorghiu, F. : nr. 5 ; p. 225
Gheorghe, Mihaela : nr. 1, p. 5 ; nr. 8, p. 385
Grecu, L. : nr. 1, p. 15
Grecu, O. D. : nr. 1, p. 12

H

Harbuz, L. : nr. 1, p. 40

I

Iancu, D. : nr. 7, p. 349
Iancu, N. : nr. 6, p. 286
Ienciu, M. : nr. 2, p. 70 ; nr. 12, p. 562
Ionescu, A. : nr. 11, p. 509
Ionescu, Gabriela : nr. 8, p. 414
Ionescu, M. P. : nr. 6, p. 286 ; p. 290, p. 294
Iorga, Gh. : nr. 7, p. 343
Iosif, M. : nr. 6, p. 315
Iovănaș, R. : nr. 9, p. 470
Isac, Mihaiela : nr. 3, p. 135 ; nr. 4, p. 199 ; nr. 5. p. 246 ; nr. 7, p. 364, nr. 8, p. 395 ; nr. 9, p. 448
Ivănescu, Al. : nr. 1, p. 40 ; nr. 11, p. 504
Ittu, Constanța : nr. 12, p. 541

K

Kapuşi, C. : nr. 10, p. 472
Katona, N. : nr. 10, p. 481
Kovacs, K. : nr. 3, p. 113

L

Lambescu, S. : nr. 10, p. 443
Lupescu, H. : nr. 8, p. 400

M

Macovei, C. : nr. 8, p. 400
Magda, I. : nr. 3, p. 145
Maniu, Al. : nr. 9, p. 470
Marcu, P. : nr. 7, p. 364 ; nr. 8, p. 400
Mărculescu, I. : nr. 7, p. 339
Mărgineanu, I. : nr. 2, p. 153 ; nr. 12, p. 587
Mihalache, Florina : nr. 11, p. 495
Mihu, V. : nr. 11, p. 509
Miron, V. : nr. 12, p. 553
Mircea, Fl. : nr. 10, p. 443
Mitrofan, A. : nr. 4, p. 206 ; nr. 7, p. 374 ; nr. 10, p. 468
Moiceanu, Ionica : nr. 11, p. 509
Moldovan, I. A. : nr. 6, p. 305
Moldovan, P. : nr. 2, p. 70 ; nr. 5, p. 243 ; nr. 12, p. 562
Monor, L. : nr. 12, p. 583
Morcan, Gh. L. : nr. 7, p. 364
Mureşan, G. : nr. 10, p. 472
Munteanu, Al. : nr. 5, p. 257 ; nr. 12, p.
Munteanu, V. : nr. 6, p. 299

N

Nat, N. : nr. 6, p. 318
Năsui, V. : nr. 6, p. 323
Neagu, G. : nr. 11, p. 509
Nedelcu, P. : nr. 6, p. 290, p. 294
Negrea, I. : nr. 1, p. 44 ; nr. 2, p. 105 ; nr. 3, p. 156 ; nr. 4, p. 213
Nicola, Maria : nr. 1, p. 26
Nicolae, Gh. : nr. 5, p. 234
Nicolae, P. : nr. 7, p. 353
Niţă, P. : nr. 8, p. 400 ; nr. 11, p. 504
Niţă, T. : nr. 12, p. 553
Nistor, R. : nr. 10, p. 457
Novac, C. : nr. 10, p. 451 ; nr. 11, p. 489

O

Oprea, Fl. : nr. 1, p. 40
Orban, L. R. : nr. 9, p. 439
Ostache, S. : nr. 6, p. 315
Ovezea, I. : nr. 6, p. 281

P

Panait, N. : nr. 2, p. 70 ; nr. 12, p. 562
Panaitescu, Cornelia : nr. 4, p. 169 ; nr. 7, p. 329
Pascu, F. : nr. 8, p. 412
Pârvu, G. : nr. 10, p. 457 ; nr. 12, p. 553
Petrescu, Maria : nr. 2, p. 59 ; nr. 7, p. 304 ; nr. 9, p. 445
Petrescu, N. : nr. 2, p. 88 ; nr. 4, p. 199 ; nr. 5, p. 246 ; nr. 7, p. 329 ; nr. 9, p. 448
Piţigoi, Valentina : nr. 10, p. 433
Pîrvu, Victoria : nr. 8, p. 412
Pîslaru, I. : nr. 7, p. 335
Popa, M. : nr. 9, p. 461
Popa, S. : nr. 7, p. 339
Popescu, Gabriela : nr. 3, p. 113 ; nr. 12, p. 562
Popescu, N. : nr. 3, p. 135
Popescu, S. : nr. 4, p. 203
Popescu, T. : nr. 1, p. 15 ; nr. 7, p. 339
Porţeanu, M. : nr. 4, p. 184
Poşircă, I. : nr. 10, p. 457

R

Radu, I. : nr. 7, p. 364
Raşeev, D. : nr. 1, p. 30
Rădoi, I. : nr. 3, p. 148
Rădulescu, M. : nr. 11, p. 532
Ripoşan, I. : nr. 2, p. 98 ; nr. 4, p. 206 ; nr. 7, p. 374 ; nr. 8, p. 406 ; nr. 11, p. 528
Rizea, M. : nr. 1, p. 17
Roşca, Cristina : nr. 1, p. 44 ; nr. 2, p. 105 ; nr. 3, p. 156 ; nr. 4, p. 213
Rozolimo, Paula : nr. 1, p. 10 ; nr. 3, p. 127

S

Schönberger, F. : nr. 1, p. 48 ; 12, p. 583
Socaciu, P. : nr. 7, p. 339
Solomon, C. : nr. 1, p. 34
Sofroni, L. : nr. 1, p. 48 ; nr. 2, p. 98 ; nr. 3, p. 209 ; nr. 5, p. 262 ; nr. 12, p. 587
Sorocopud, L. : nr. 3, p. 234
Stavăr, V. : nr. 6, p. 323
Stoicescu, C. : nr. 1, p. 34
Strugari, Fl. : nr. 6, p. 390, p. 294
Suciu, M. : nr. 5, p. 250
Surdulescu, M. : nr. 12, p. 587
Szabo, A. : nr. 1, p. 5 ; nr. 7, p. 329 ; nr. 8, p. 385 ; nr. 10, p. 443
Szocs, Ecaterina : nr. 12, p. 577
Szocs, Şt. : nr. 12, p. 577

Ş

Şaban, R. : nr. 5, p. 250
Şerban, C. : nr. 9, p. 470
Ştefănescu, Fl. : nr. 1, p. 48 ; nr. 2, p. 93 ; nr. 3, p. 209

T

Taloi, O. : nr. 2, p. 70
Tircolea, M. : nr. 1, p. 20
Tripşa, I. : nr. 2, p. 74
Truşculescu, D. : nr. 3, p. 131
Truşculescu, M. : nr. 9, p. 461
Tudoran, P. : nr. 9, p. 470
Tovică, M. : nr. 4, p. 474
Tillman, C. : nr. 10, p. 457
Tăutu, G. : nr. 10, p. 481
Toboc, P. : nr. 11, p. 509

U

Urseanu, A. : nr. 3, p. 131 ; nr. 11, p. 523
Ursu, V. : nr. 6, p. 299

V

Velisar, Anica : nr. 7, p. 335
Vlas, L. : nr. 1, p. 40
Vlaicu, Gh. : nr. 8, p. 404 ; nr. 10, p. 466
Vlădoiu, M. : nr. 8, p. 406

W

Winckelbauer, C. : nr. 10, p. 457 ; nr. 12, p. 553

INDEXUL ARTICOLELÓR APĂRUTE ÎN ANUL 1988

METALURGIE EXTRACTIVĂ

— Realizări în valorificarea superioară a dolomitelor (nr. 1) 5
— Cercetări privind stabilirea tehnologiei de elaborare a ferosiliciului cu conținut ridicat de siliciu (nr. 1) 10
— Influența adaosului de gudron în șarja de cocsificare asupra caracteristicilor cocsului metalurgic (nr. 1) 12
— Aspecte privind modelarea matematică a cineticii procesului de topire în cuptorul electric (nr. 1) 15
— Tendințe moderne în valorificarea superioară a minereurilor, concentratelor și subproduselor din metalurgie (nr. 2) 70
— Metalurgia în afara agregatelor de elaborare, o cale fructuoasă de creștere a calității oțelurilor (nr. 2) 74
— Noi procese de extracție cu soluții organice în metalurgia uraniului (nr. 2) . . . . . .
— Considerații privind posibilitățile de creștere a proporției cărbunilor indigeni în șarja de cocsificare (nr. 3) 113
— Gudronul de cocsificare și valorificarea acestuia (nr. 3) 118
— Plasma în producerea ferocromului (nr. 3) . . . 127
— Cinetica procesului de desulfurare a fontei (nr. 3) 131
— Cercetarea petrografică a structurii cocsului (nr. 4) 169
— Smoala de huilă și utilizarea acesteia (nr. 4) . . 175
— Reducerea pierderilor de putere în rețelele de alimentare cu energie electrică a cuptoarelor cu arc (nr. 4) 184
— Model matematic de calcul al transferului de căldură în cuptoarele de încălzire (nr. 4) 194
— Creșterea eficienței procesului de preîncălzire a aerului pentru furnal, rezultat al corelației dintre regimul termic și gazodinamic din grătarul cauperului (nr. 5) 225
— Contribuții privind îmbunătățirea calității produselor refractare silicoaluminoase pentru oale de turnare (nr. 5) 230
— Dezvoltarea capacităților de producție pentru fabricarea cocsului metalurgic (nr. 6) 283
— 20 de ani de experiență în exploatarea furnalelor de 1719 m³ (nr. 6) 286
— Practica de exploatare a furnalului nr. 5 de 2700 m³ de la punerea în funcțiune și pînă în prezent (nr. 6) 290
— Considerații privind exploatarea furnalului de 3500 m³ echipat cu aparat de încărcare fără clopote (nr. 6) 294
— Căi privind optimizarea compunerii încărcăturii convertizorului în condiții de modernizare a procesului de afinare (nr. 6) 299
— Cercetări asupra proprietăților cocsului destinat furnalului pentru obținerea plumbului și zincului (nr. 7) 329
— Contribuții la sinterizarea aluminei calcinate în vederea obținerii unor semifabricate aluminoase (nr. 6) 335
— Plăci termoizolatoare pentru maselotare (nr. 7) 339
— Oțeluri rapide economic aliate (nr. 7) 343
— Valorificarea superioară a deșeurilor bazice (nr. 8) 385
— Posibilități de influențare favorabilă a stării incluzionare la oțelurile de rulmenți (nr. 8) 387
— Metode de raționalizare și dezoxidarea cu aluminiu a oțelurilor necalmate. Utilizarea feroaluminiului la aplicarea capacului chimic (nr. 8) 392
— Cercetări privind forma și dimensiunile frontului de solidificare în lingourile cilindrice netede cu masa de 2,6 t și H/d = 5, destinate fabricației roților monobloc pentru vagoane de cale ferată (nr. 10) . . 433
— Cu privire la influența vitezei de încălzire a cărbunilor în domeniul fazei plastice asupra cercetărilor cocsului (nr. 10) 439
— Considerații privind degradarea produselor refractare aluminoase și superaluminoase utilizate la cauperele de temperatură înaltă (nr. 10) 443
— Emisia de gaze la ușile camerelor de cocsificare (nr. 10) 451
— Spargerea piloților la încărcarea bateriilor de cocsificare cu tehnologia șarjei comprimate (nr. 11) . . 489
— Produse carborundice cu conținut de carburi de siliciu între 50 și 90% legate cu lianți chimici (nr. 11) 495
— Limitele de valorificare a resurselor energetice refolosibile produse în industria metalurgică (nr. 11) 498
— Activarea reacțiilor exoterme în prezența compușilor cu fluor (nr. 12) 541
— Aspecte privind schimbul de căldură de la benzile de aglomerare la un reactor experimental (nr. 12) 544
— Tratarea în vid și cu amestecuri de zgură pentru ameliorarea purității incluzionare (nr. 12) 547

PRELUCRĂRI METALURGICE. METALURGIE FIZICĂ — COROZIUNE

— Particularități privind dezoxidarea și alierea controlată prin imersarea sîrmei de aluminiu (nr. 1) 17
— Contribuții privind stabilirea comportării la deformarea prin tragere a oțelului inoxidabil pentru țevi capilare (nr. 1) 20
— Comportarea la coroziune a oțelului carbon OL37 și a alamei binare CuZn30 în apele de termoficare (nr. 1) 26
— Cercetări privind difuzia hidrogenului în oțel, în cazul formării sub tensiune în medii apoase cu hidrogen sulfurat (nr. 1) 30
— Acționări de mare putere cu motoare de curent continuu pentru laminoarele din R. S. România (nr. 1) 34
— Unele aspecte privind contribuția cheltuielilor de regie la utilizarea eficientă a utilajelor tehnologice de forjare (nr. 1) 38
— Materiale compozite, metalice și ceramice — un nou pas spre temperaturile ultraînalte (nr. 2) 59
— Faze intermetalice în aliaje aluminiu — zirconiu (nr. 2) 77
— Adsorbția elementelor interstițiale carbon și azot în austenită și ferită (nr. 2) 83
— Considerații privind termodinamica și mecanismul îmbătrînirii deformaționale (nr. 3) 135
— Influența microalierii cu bor sau cu bor și titan asupra structurii primare a oțelurilor cu cca 0,4% C și cu proporții mici de crom, nichel și molibden, destinate construcției de mașini (nr. 3) 140
— Considerații privind placarea dură prin sudare a aparatelor de încărcare pentru furnale (nr. 3) . . 145
— Îmbătrînirea deformațională, stadiile și cinetica procesului (nr. 4) 199
— Oxidarea și decarburarea oțelurilor la încălzire în vederea tratamentelor termice (nr. 4) 203
— Cercetări privind coroziunea electrochimică a aliajelor din cupru cu efect de memorie a formei (nr. 5) 243
— Diversificarea sortimentelor de produse plate cu caracteristici superioare, competitive pe plan mondial (nr. 6) . . . . . .
— Variația proprietăților mecanice ale oțelurilor cu conținut scăzut de carbon la îmbătrînirea deformațională (nr. 5) 246
— Cercetări experimentale privind influența niobiului asupra mărimii intervalului temperaturilor de austenitizare la călirea unor oțeluri rapide cu conținut scăzut în elemente de aliere (nr. 5) . . . 250
— Structura și proprietățile straturilor nitrurate (nr.7) 349
— Defecte de structură ale aliajelor WC-Co (nr. 7) 353
— Considerații practice asupra deformațiilor care apar la tratamentele termice și termochimice (nr. 7) 356
— Sisteme de aliaje utilizate ca aliaje antifricțiune pentru cuzineți (nr. 7) 564

— Termodinamica precipitării elementelor de aliere și microaliere în oțelurile cu rezistență ridicată, slab aliate și microaliate, de tip C-Mn-Cr-Mo-BV-Ni (nr. 8) 395
— Determinarea factorilor tehnologici care influențează pierderile de metal prețios la obținerea sîrmelor subțiri din aliaj PtRh (nr. 8) 400
— Spectrele complecșilor formați la coroziunea oțelurilor înalt aliate în acid azotic (nr. 8) 404
— Materiale metalice microcristaline și nanocristaline obținute prin solidificarea ultrarapidă nr. 9) . . 435
— Aliaje și prealiaje din sisteme amorfizabile nr. 9) 445
— Aliaje de aluminiu cu metale de tranziție solidificate ultrarapid (nr. 9) 449
— O nouă metodă de determinare a avansului la laminare (nr. 10) 455
— Oxidarea barelor din zircaloy la tratament termic (nr. 10) 457
— Obiective ale cercetărilor pentru fabricația cilindrilor de laminor din oțel forjat ; orientări și tehnologii abordate (nr. 10) 460
— Cercetări privind dezoxidarea oțelurilor cu magneziu (nr. 11) 509
— Aspecte privind microalierea cu niobiu a oțelurilor crom-molibden utilizate la confecționarea tubulaturii instalațiilor pentru forajul de mare adîncime (nr. 11) 513
— Molibdenul în oțelurile și aliajele anticorosive inoxidabile și refractare (nr. 11) 519
— Tendințe noi în fabricarea benzilor din oțel silicios cu grăunți orientați (nr. 12) 553
— Tratarea în vid a aliajelor lichide complexe pe bază de aluminiu (nr. 12) 562
— Aspecte cantitative privind studiul prin spectroscopie de reflexie a coroziunii în acid clorhidric a oțelurilor înalt aliate (nr. 12) 566
— Influența molibdenului asupra proprietăților speciale ale oțelurilor și aliajelor anticorosive (inoxidabile) și refractare (nr. 12) 568
— Analiza cineticii fenomenelor de coalescență care au loc la revenirea oțelurilor slab aliate fără molibden (nr. 12) 572

TURNĂTORIE

— Cercetări privind turnarea mantalelor valțurilor absorbante destinate industriei de celuloză și hîrtie (nr. 1) 40
— Studiul proprietăților mecanice ale corpurilor abrazive (nr. 1) 44
— Cercetări privind studiul solidificării cilindrilor de laminor bimetalici, turnați în forme cu miez glisant, prin modelare matematică (nr. 1) 48
— Noi posibilități de control al compactității grafitului și de modificare a fontelor (nr. 2) 98
— Contribuții privind dezbaterea miezurilor din nisip peliculizat din piese turnate din aluminiu (nr. 3) 148
— Îmbunătățirea calității suprafeței pieselor turnate din oțel, prin utilizarea vopselelor termorezistente (nr. 3) 153
— Realizări în fabricația pieselor mari din fontă cenușie austenitică nemagnetică (nr. 4) 206
— Influența factorilor tehnologici asupra tendinței de formare a crăpăturilor la cald, la piesele turnate din oțel (nr. 4) 209
— Determinarea teoretică și experimentală a coeficientului de viteză în rețelele de turnare (nr. 5) . . 253
— Încercări experimentale privind înlocuirea oțelurilor slab aliate de cementare cu fontă cu grafit nodular călită izoterm (nr. 5) 257
— Tehnologia de fabricație a pieselor turnate cu consumuri reduse de energie (nr. 5) 262
— Particularități privind turnarea cuprului în piese pentru industria electrotehnică (nr. 7) 368
— Modificarea fontei în bazinul formei cu modificatori grafitizanți pastile—o soluție eficientă și economică (nr. 7) 374
— Fonte cu grafit nodular bainitice cu tenacitate și plasticitate ridicată (nr. 8) 374
— Vopsea pentru protecția formelor metalice (lingotiere) utilizate la turnarea lingourilor din oțel (nr. 8) 412
— Îmbunătățirea dezbaterii miezurilor din piesele turnate din aliaje de aluminiu (nr. 8) 414
— Sinterturnarea — procedeu modern de realizare a pieselor din aliaje speciale și materiale compozite (nr. 9) 439
— Utilizarea fontelor cenușii cu structură modificată la execuția pieselor de înaltă rezistență mecanică (nr. 9) 480
— Unele aprecieri asupra topirii fontelor în cuptoarele electrice cu inducție (nr. 10) 468
— Influența structurii în stare turnată și a tratamentului termic asupra proprietăților fontelor cu grafit nodular bainitice (nr. 10) 472
— Comportarea în amestecurile crude de formare a noilor tipuri de bentonite Bentomix-HB și Bentomix-HC condiționate cu adaosuri carbonice (nr. 10) 482
— Fonte de înaltă puritate obținute prin convertizoare cu oxigen și prin carburare din fonte brute de primă fuziune (nr. 11) 504
— Termodinamica procesului de desulfurare a fontei (nr. 11) 523
— Domenii de utilizare a fontei cu grafit nodular bainitice și eficiența înlocuirii oțelului turnat și forjat (nr. 11) 528
— Cercetări experimentale privind modificarea fontelor în strat superficial (nr. 11) 532
— Încercări de purificare a fontei în cuptoare cu inducție cu creuzet. Demanganizare, de siliciere (nr. 12) 577
— Aprecieri comparative privind turnarea cilindrilor din fontă pentru laminoarele de produse plate (nr. 12) 583
— Cercetări privind îmbunătățirea calității suprafeței pieselor turnate din fontă (nr. 12) 587

PROBLEME GENERALE

— Bazele teoretice ale procesului de rectificare (nr. 2) 101
— Determinarea mărimii așchiei formate la rectificarea cu corpuri abrazive (nr. 3) 156
— Considerații privind modul de stabilire a prețului de valorificare a fierului vechi (nr. 4) 191
— Considerații privind optimizarea lotului de fabricație a pieselor matrițate (nr. 5) 266
— Combinatul siderurgic Galați, ctitorie a „Epocii Nicolae Ceaușescu" pe coordonatele dezvoltării în cei 20 de ani de la inaugurarea fluxului siderurgic integrat (nr. 6) 279
— Realizări și perspective în activitatea de cercetare științifică și inginerie tehnologică pe platforma siderurgică din Galați (nr. 6) 281
— Implementarea și dezvoltarea sistemelor electronice pentru conducerea producției și a proceselor tehnologice (nr. 6) 307

— Energetica combinatului siderurgic Galaţi — Evoluţie şi dezvoltare (nr. 6) 315

— Consideraţii privind aplicaţiile izotopilor radioactivi în C.S.G. (nr. 6) 318

— Noi tipuri de lubrifianţi pentru mecanisme fine (nr. 6) 323

— Momente din istoria studiului metalelor şi a tratamentelor termice (nr. 8) 418

— Réaumur. Introducerea experimentului în metalurgie şi crearea ştiinţei materialelor metalice (nr. 9) 456

— Cercetări asupra ameliorării compromisului rezistenţă + tenacitate la oţelurile criogenice aliate cu Ni, Mn, Ti (nr. 9) 461

— Cîteva consideraţii asupra condiţiilor de mişcare a dislocaţiilor în medii elastice (nr. 9) 468

— Cercetări privind recondiţionarea cuzineţilor (nr. 9)

— Cercetări privind rezistenţa în mediu de hidrogen sulfurat a oţelurilor carbon sudabile (nr. 9) . . . 474

— Utilizarea detectorilor piroelectrici de radiaţie infraroşie (nr. 10) 466

ORSZÁGOS MŰSZAKI KÖNYVTÁR

CCPRA Brașov

Dacă aveți nevoie de un colaborator sigur în domeniul cercetării și proiectării produselor refractare și abrazive

vă puteți adresa la noi pentru:

- Proiectare de instalații pentru recuperarea căldurii din gazele de ardere
- Proiecte pentru diferite utilaje și pentru modernizarea unor utilaje existente
- Bilanțuri energetice
- Instalații electrice, termice, sanitare, de desprăfuire, ventilații
- Proiecte pentru lucrări de investiții
- Proiecte pentru matrițe destinate produselor refractare
- Diferite documentații tehnice pentru obținerea avizelor
- Machete, prezentări grafice
- Cercetări pentru asimilarea produselor refractare și abrazive în următoarele domenii : metalurgie, chimie, construcții de mașini, electronică, nuclear
- Cercetări privind posibilitatea utilizării materiilor prime indigene și a valorificării materialelor refolosibile la fabricarea produselor refractare și abrazive
- Cercetări fundamentale și aplicative în domeniile de vîrf ale economiei naționale
- Cercetări pentru obținerea unor produse noi în scopul reducerii consumului de combustibil și energie

Oferim următoarele servicii :

— asistență tehnică la punerea în operă și în exploatare a produselor refractare și abrazive ;

— construcții tehnice privind utilizarea produselor refractare și abrazive ;

— analize chimice, mineralogice și termice la materii prime și produse finite refractare și abrazive

- Livrări de produse refractare și abrazive, ceramică tehnică de serie mică

BRAȘOV, 2 200 ; str. Carierei nr. 127 ; telefon : 17966 ; telex : 61307 ; Cod SIRUES : 0937629

E 3280

REFERATELE

METALURGIA

R 1989 -05- 26

Koh.

2

METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XLI • NR. 2 • FEBRUARIE 1989

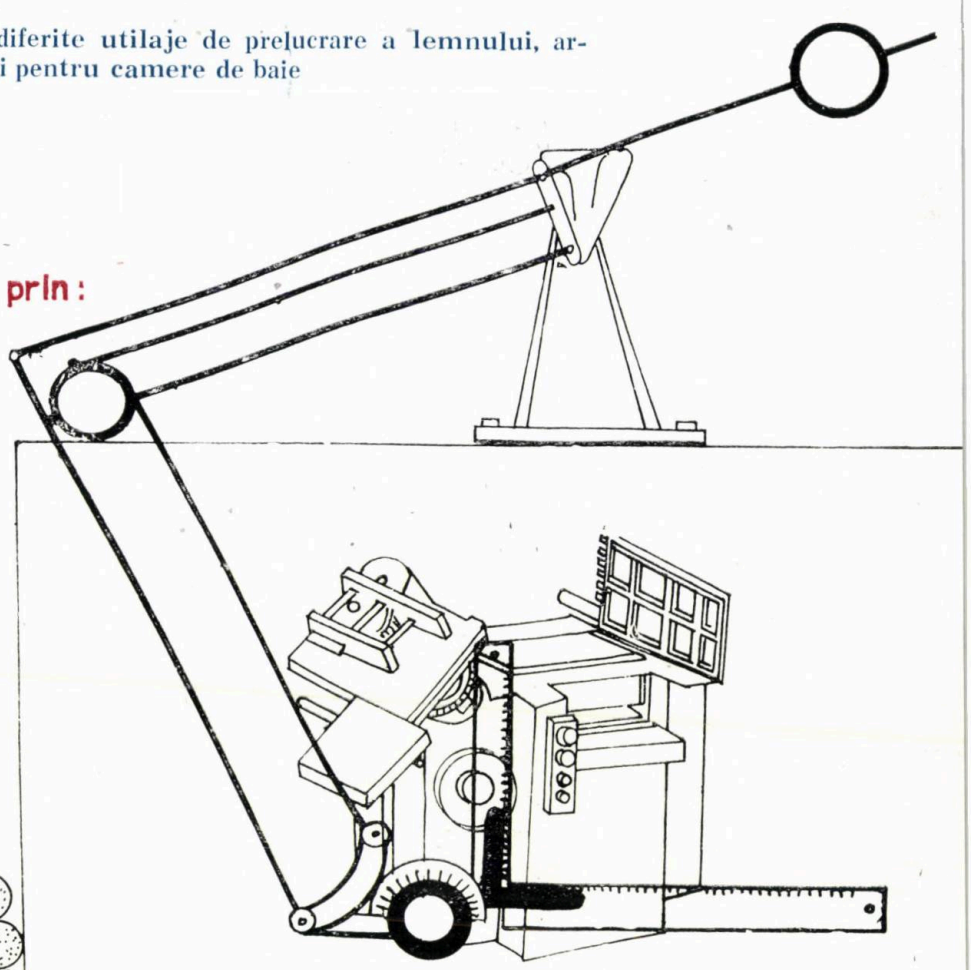
INSTITUTUL DE CERCETARE ȘI PROIECTARE
PENTRU UTILAJE ȘI PIESE DE SCHIMB
Bd. Preciziei, nr. 20, sector 6, București
Telefon 60.32.90 ; telex : 10587

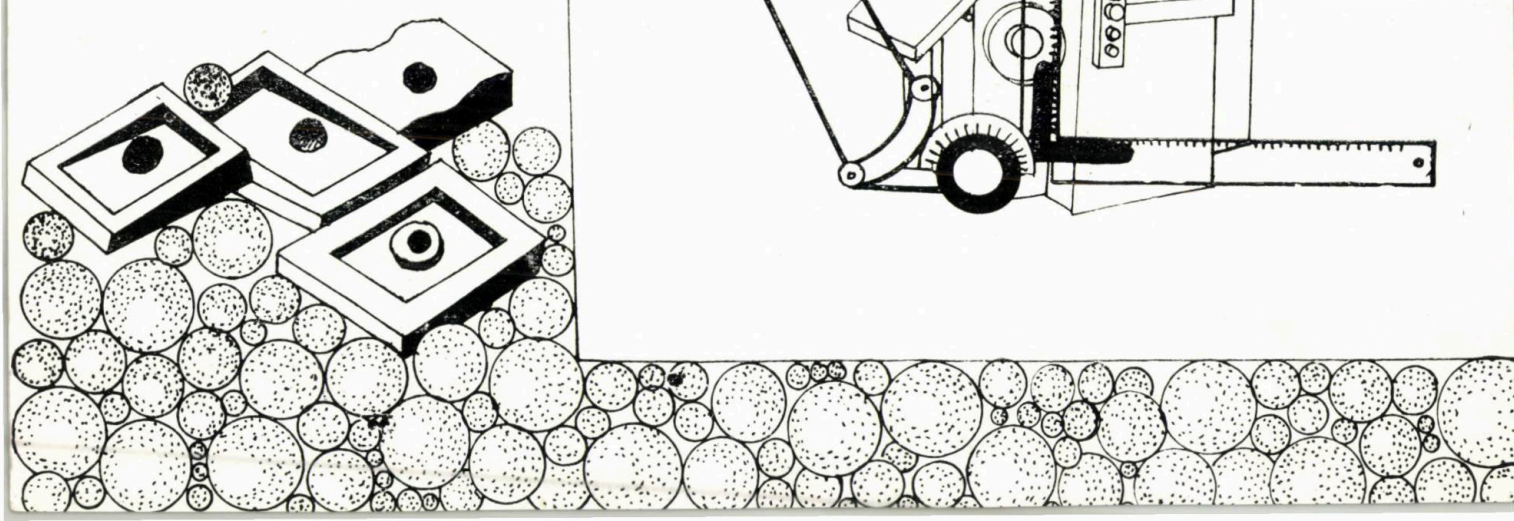
ICPUPS București
ICPUPS București
ICPUPS București elaborează:

- Studii și proiecte de utilaje pentru industria lemnului, materialelor de construcții și metalurgie
- Tehnologii pentru corpuri de măcinare turnate din fontă înalt aliată, apreciate de beneficiarii externi și interni
- Bilanțuri termoenergetice
- Studii de design pentru diferite utilaje de prelucrare a lemnului, armături sanitare și accesorii pentru camere de baie

ICPUPS București
se caracterizează prin:

- Înaltă specializare
- Promptitudine
- Înalt nivel tehnic





METALURGIA

Anul 41 Nr. 2 Februarie 1989

CUPRINS

Novac, C. și *Dascălu, P.:* **Blocarea piloților în camerele de cocsificare** 61

Popoiu, Gh., Jura, M. și *Ciocan, Anișoara:* **Considerații privind influența utilizării aglomeratului cu un conținut ridicat de oxid de magneziu asupra indicatorilor tehnico-economici ai producției de fontă** 64

Rizea, L. și *Birsan, D.:* **Fabricarea țevilor din oțeluri inoxidabile pentru temperaturi criogenice** 67

Petrescu, Maria, Isac, Mihaiela, Radu, I., Morcan, L., Bojin, D. și *Călin, Mariana:* **Considerații cu privire la unele aliaje antifricțiune pentru cuzineți** . . . 75

Pârvu, Gh., Niță, T., Miron, V. și *Winckelbauer, C.:* **Tendințe noi în fabricația benzilor din oțel silicios cu grăunți orientați (II)** 83

Baroncea, E., Bugeag, Elena, Nuță, Doina, Pupăzan, T., Ursu, V., Cătuneanu Nicoleta și *Popescu, I.:* **Oțeluri aliate economice pentru construcția de mașini** . . . 90

Ielciu, M. și *Deak, Z.:* **Determinarea elementelor tehnologice pentru reducerea la cald a țevilor cu pereți groși pe laminoare reducătoare alungitoare cu trei valțuri pe cajă** 96

Toia, A., Roman, Irina și *Selescu, Rodica:* **Pachete de programe pentru prelucrarea automată și reprezentarea grafică a datelor experimentale din activitatea de cercetare** 101

Ciobanu, I.: **Cercetări privind influența prelungirii canalului de distribuție asupra reținerii incluziunilor în rețelele de turnare** 107

REVISTA REVISTELOR 82, 95, 100, 106

.Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM, Departamentul Export-Import, Presă. P.O. Box 136—137. Telex: 11 226 BUCUREŞTI, str. 30 Decembrie, nr. 3

Preşedintele colegiului de redacţie: prof. dr. ing. L. SOFRONI

Redactor: ELENA PÂRVU

Tehnoredactor: MARIETA RUBŢOV

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice şi al Consiliului Naţional al Inginerilor şi Tehnicienilor din Republica Socialistă România—Redacţia şi administraţia, Bucureşti, str. Mendeleev 21—25, sector 1. Telefon: 59.49.90. Revista este editată de ICEM—O.I.D. Instituţiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament n. 30.15.0.01.01. B N. — R.S.R. — Filiala sector 6 — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament: lei 180 anual. Costul unui exemplar: lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informaţia", str. Brezoianu, nr. 23—25, Bucureşti

I.P. „Informaţia" — c. 2746

SOMMAIRE

CD: 662.741.3

Novac, C. et Dascălu, P.: **Le blocage des pilots dans les chambres de cokéfaction**

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 61—63

CD: 669.16: 622.785

Popoiu, Gh., Jura, M. et Ciocan, Anișoara: **L'influence de l'utilisation de l'agglomérat à teneur élevée en oxyde de magnésium sur les indicateurs techniques et économiques de la production de fonte**

Les hautes fourneaux de Roumanie utilisent des minerais de fer à composition chimique variable, qui provoquent de fréquentes modifications dans leur fonctionnement. Compte tenu de la qualité des matières premières et de l'influence de l'oxyde de magnésium sur les caractéristiques des scories de haut fourneau, les auteurs analysent les effets de l'utilisation de l'agglomérat à teneur élevée en oxyde de magnésium sur les indicateurs techniques et économiques de la production de fonte.

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 64—66

CD: 539.374: 621.59

Rizea, L. et Birsan, D.: **La fabrication des tubes en aciers inoxydables pour températures cryogéniques**

L'article caractérise les tubes Ø 168 x 10 mm en acier W 1.4306 (AISI 304 L.) du point de vue de son comportement aux températures basses (— 196°C à +20°C) et des transformations structurales qui ont lieu dans l'interval de température analysé.

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 67—74

CD: 621.893

Petrescu, Maria, Isac, Mihaiela, Radu, I., Morcan, L., Bojin, E. et Călin, Mariana: **Considérations sur certains alliages antifriction pour coussinets**

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 75—82

CD: 621.785: 669.14.018.583

Pârvu, Gh., Niță, T., Miron, V. et Winckelbauer, C.: **Tendances nouvelles dans la fabrication des bandes en acier siliceux à grains orientés**

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 83—89

CD: 669.18: 669.15-194.2

Baroncea, E., Bugeag, Elena, Nuță, Doina, Pupăzan, T., Ursu, V., Cătuneanu, Nicoleta et Popescu, I.: **Aciers alliés d'une manière économique pour la construction machines**

On a constaté que l'alliage à plus de 0,2 % de Cr (dans les limites économiques comprises entre 0,2 et 0,4 %) est efficace pour l'obtention d'un écart convenable pour les températures d'austénitisation. Dans le cas de l'acier à plusieurs éléments d'alliage (31BCrMnSi11) par l'addition de B on obtient des caractéristiques mécaniques supérieures pour des teneures réduites en Mn, Cr, Si.

A une vitesse basse de refroidissement des pièces de grandes dimensions) on constate une diminution de la ténacité au noyau de la pièce, provoquée par le mécanisme d'augmentation de la trempabilité. Afin de remedier ce phénomène, sont nécessaires des températures de revient supérieures à 600°C.

Metalurgia 41 (1989), nr, p. 90—95

CD: 539.371: 621.774

Ielciu, M. et Deak, Z.: **La détermination des éléments technologiques pour la réduction à chaud des tubes à parois épaisses dans le cas des laminoirs réducteurs étireurs à trois cylindres sur cage**

L'article présente le processus de réduction à chaud sur laminoirs réducteurs-étireurs, les conditions dans lesquelles est formé le polyèdre intérieur dans les tubes réduits, de même que la condition d'optimisation du profil des cages qui élimine cet inconvenient.

On mentionne également les résultats théoriques obtenus à l'entreprise de tube de Zalău.

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 96—100

CD: 681.3

Toia, A., Roman, Irina et Selescu, Rodica: **Paquets de programmes pour le traitement automatique et la représentation graphique des données expérimentales de l'activité de recherche**

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 101—106

CD: 621.743.5

Ciobanu, I.: **L'influence de l'extension du conduit de distribution sur la retention des inclusions dans les attaques de coulée**

On a étudié trois types d'attaques de coulée à conduit de distribution à section constante, à variation graduelle de la section et à variation continue de la section. Les attaques sont équippées de quatre alimentateurs ayant chacun une section d'attaque de 4 × 15 mm^2 et un rapport de convergence Sp: Sd: 4Sa = 2: 1,5: 1. Les recherches ont été effectuées par modelage physique, à l'eau et à inclusions en bois. À partir des résultats obtenus on a tiré des conclusions utiles pour la réalisation des attaques de coulée.

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 107—112

CONTENTS

DC: 662.741.3

Novac, C. and *Dascălu, P.:* **The pilot blocking in coking chambers**

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 61—63

DC: 669.16:622.785

Popoiu, Gh., Jura, M. and *Ciocan, Anișoara:* **Considerations on the influence of the use of high magnesium oxide sinter on the technical and economic indexes of iron production**

Under existing material conditions, the blast furnaces in Romania use a large mix of iron ores with a variable chemical composition which lead to frequent modifications of their operation. On account of the quality of raw materials and of the influence of magnesium oxide on the characteristics of blast furnace slag, the authors analyse in the paper the effects of the use of the increased magnesium oxide sinter on the technical and economic indexes of iron production.

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 64—66

DC: 539.375:621.59

Rizea, L. and *Birsan, D.:* **The manufacturing of stainless steel pipes for cryogenic temperatures**

The paper describes the pipes with Ø 168 × 10 mm, made of W1. 4306 (AISI 304 L) steel from the point of view of low temperature behaviour (−196°C+20°C) and of the structural transformations occured within the analysed temperature range.

Metalurgia 41 (1989) nr. 2, p. 67—74

DC: 621.893

Petrescu, Maria, Isac, Mihaiela, Radu, I., Morcan, L., Bojin, D. and *Călin, Mariana:* **Considerations on antifriction alloys for ball bearings**

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 75—82

DC: 621.785:669.14.018.583

Pârvu, Gh., Niță, T., Miron, V. and *Winckelbauer, C.:* **New trends in the manufacturing of grain oriented siliceous steel strips**

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 83—89

DC: 669.18:669.15—194.2

Baroncea, E., Bugeag, Elena, Nuță, Doina, Pupăzan, T., Ursu, V., Cătuneanu, Nicoleta and *Popescu, I.:* **Economical alloy steels for machine building industry**

The authors stated that over 0,2% Cr alloying within economical limits of 0,2—0,4% is efficient for the achievement of a convenient range for austenitization temperatures. For the steel with several alloying elements (31BCrMn Sill) the addition of B leads to the achievement of mechanical characteristics for low Mn, Cr, Si contents just under the steel grade limit.

At low cooling speeds (large parts), the authors register a decrease of toughness in the part core due to the mechanism of hadenability increase. In order to solve this problem, tempering temperatures of over 600°C are necessary.

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 90—95

DC: 539.371:621.774

Ielciu, M. and *Deak, Z.:* **The determination of technological elements for hot redueing thick wall pipes on sinking rolling mills with three rolls for each stand**

The paper presents the reduction hot process of pipes on sinking rolling mills and the conditions under which the inner polyhedron is formed for reduced pipes, as well as the optimizing conditions of stand profile which removes this shortcoming; the authors present the necesary steps to determine the optimum gauge, as well as block diagram of the computer programme.

The authors present the results theoretically obtained when applying the method in sinking mills at Zalău Pipe Enterprise.

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 96—100

DC: 681.3

Toia, A., Roman, Irina and *Selescu, Rodica:* **Software for automatic processing and the graphic representation of the experimental data from research activity**

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 101—106

DC: 621.743.5

Ciobanu, I.: **Researches on the influenee of the prolongation of distribution channel on the take up of inclusions in down-gates**

The authors studied three types of downgates with constant section distribution channel, with gradual section variation and continuous section variation. The down-gates had four feeders, each with 15 mm² attack section and convergence ratio Sp:Sd 4Sa = 2:1, 5:1.

Researches were made by physical modelling with water and wood inclusions.

On the basis of the results which have been obtained, the authors establish the useful conclusions for the design of down-gates.

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 107—112

INHALT

DK: 662.741.3

Novac, C. und *Dascălu, P.*: **Blockierung der Stützen aus den Kokskammern**

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 61—63

DK: 669.16:622.785

Popoiu, Gh., Jura, M. und *Ciocan, Anișoara*: **Betrachtungen angesichts des Einfluses eines Sinters mit einem hohen Magnesiumoxydgehalt auf den wirtschaftlich-technischen Parametern der Roheisenerzeugung**

Unter den gegenwärtigen betriebstechnischen Bedingungen, wird bei den rumänischen Hochöfen eine breite Eisenerzpalette mit einer veränderlichen chemischen Zusammensetzung angewandt, was zur häufigen Änderung der Betriebsweise führt. Berücksichtigend die Qualität der Rohstoffe sowie den Einfluss des Magnesiumoxyds auf den Eigenschaften der Hochofenschlacken werden in der vorliegenden Arbeit die Wirkungen der Verwendung des Sinters mit einem hohen Magnesiumoxydgehalt auf den wirtschaftlich-technischen Parametern der Roheisenerzeugung analysiert.

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 64—66

DK: 539.374:621.59

Rizea, L. und *Birsan, D.*: **Herstellung von Rohren aus nichtrostende Stähle für kaltzähe Temperaturen**

In der vorliegenden Arbeit werden die Rohre mit Ø 168 × × 10 mm aus W1. 4306 Stahl (AISI 304L) aus dem Gesichtspunkt des Verhaltens bei niedrigen Temperaturen (von −196°C bis +20°C) sowie der strukturellen Umwandlungen die während der analysierten Zeitspanne vorkommen, dargestellt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 67—74

DK: 621.893

Petrescu, Maria, Isac, Mihaiela, Radu, I., Morcan, L., Bojin, D. und *Călin, Mariana*: **Betrachtungen angesichts einiger Lagerlegierungen für Lagerschalen**

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 75—82

DK: 621.785: 669.14.018.583

Pârvu, Gh., Niță, T., Miron, V. und *Winckelbauer, C.*: **Neue Entwicklungstendenzen der Bandherstellung aus kornorientiertem Siliziumstahl**

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 83—89

DK: 669.18: 669.15—194.2

Baroncea, E., Bugeag, Elena, Nuță, Doina, Pupăzan, T., Cătuneanu, Nicoleta, Ursu, V. und *Popescu, I.*: **Wirtschaftlich legierte Stähle für die Maschinenbauindustrie**

Es wurde festgestellt, dass das Legieren mit einem Cr-Gehalt das höher als 0,2 % ist, in Grenzen von 0,2 und 0,4 % wirksam für die Erhaltung eines günstigen. Unterschieds für Austenitisierungstemperaturen ist. Bei einer Stahlsorte mit mehreren Legierungselementen (31 BCr Mn S_{11} ist durch Zusatz von B die Erhaltung einiger mechanischen Eigenschaften für minderwertige Mn—Cr—Si—Gehalte, auch unter der Markengrenze möglich.

Bei kleinen Kühlgeschwindigkeiten (grosse Werkstücke) wurde eine Verminderung der Zähigkeit im Werkstückkern, infolge des Einflusses des Wachstums der Härtbarkeit festgestellt. Für die Verbesserung dieses Zustands sind Anlasstemperaturen von mehr als 600°C notwendig.

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 90—95

DK: 539.371: 621.774

Ielciu, M. und *Deak, Z.*: **Bestimmung der verfahrenstechnischen Elemente für das Warmreduzieren der dickwandigen Rohre auf Streckreduzierwalzwerken mit drei Walzen/Gerüst**

In der Arbeit wird das Verfahren für das Warmreduzieren von Rohren auf Streckreduzierwalzwerken (L.R.A.) bestätigt und die theoretischen Daten, die Bedingungen unter welchen das Innenpolyeder, bei den reduzierten Rohren sowie die Optimierungsbedingungen des Gerüstprofils, dargestellt.

Es werden ebenfalls die theoretisch erzielten Ergebnisse für die Anwendung der L.R.A. — Methode, bei I. T. Zalău, dargestellt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 96—100

DK: 681.3

Toia, A., Roman, Irina und *Selescu, Rodica*: **Programme für die selbsttätige Verarbeitung und die graphische Darstellung der experimentellen Daten aus der Forschungstätigkeit**

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 101—106

DK: 621.743.5

Ciobanu, I.: **Forschungen betreffs des Einflusses der Verlängerung des Verteilungskanals auf den Verzug der Einschlüsse im Eingusstrichter**

In der Arbeit wurden drei Typen von Eingusstrichtern mit Verteilungskanal und konstanten Querschnitt, mit Phasenänderung des Querschnitts sowie kontinuierliche Änderung des Querschnitts dargestellt. Die Eingusstrichtern waren mit vier Zufuhrvorrichtungen vorgesehen von denen jede einen Angriffquerschnitt von 4 × 15 mm² und einen Konvergenzverhältnis von Sp: Sd: 4Sa = 2: 1,5: 1 hatte.

Anhand den erzielten Ergebnissen wurden einige nützliche Schlusssätze für die Projektierung der Eingusstrichtern dargestellt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 107—112

СОДЕРЖАНИЕ

ДК:662.741.3

Новак, К., Даскэлу, П.: **Блокировка шлонов в коксовальных камерах**

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 61—63

ДК:669.16: 622.785

Попою, Г., Жура, М., Чёкан, Анишоара: **Влияние применения агломерата с высоким содержанием окиси магния на технико-экономические показатели производства чугуна**

В зависимости от существующих материалов, в Румынии доменные печи применяют широкий диапазон железной руды с преременным химсоставом, из-за чего часто возникают модификации в их работе. имея в виду качество сырья и влияние окиси магния на характеристики доменных шлаков, в работе анализируются эффекты применения агломерата с высоким содержанием окиси магния на технико-экономические показатели производства чугуна.

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 64—66

ДК: 539.374: 612.59

Ризеа, Л., Бырсан, Д.: **Производство труб из нержавеющих сталей для криогенных температур**

Работа представляет характеристику труб ∅ 168 — 10 мм, стали W 1.4306 (AISI 304 L) с точки зрения поведения при низких температур (—196°C — +20°C) и структурных превращений, возникающих в проанализированном интервале температур.

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 67—74

ДК: 621.893

Петреску, М., Исак, М., Раду, И., Мокану Л., Божин, Д., Кэлин, М.: **Соображения по некоторым антифрикционным сплавам для вкладышей**

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 75—82

ДК: 621.785: 669.14.018.583

Ыырву, Г., Ницэ, Т., Мирон, В., Винкелбауер, К.: **Новые тенденции в изготовлении лент из кремнистой стали с ориентированными зернами**

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 83—89

ДК: 669.18: 669.15 — 194.2

Баронтеа, Е., Буджеаг, Елена, Нуцэ, Дойна, Пупезан, Т., Кэтунеску, Николета и Попеску, И.: **Стали экономически легированных для машиностроения**

Установлено что легирование Cr более 0,2% в экономических пределах между 0,2 и 0,4% эффективно для получения подходящего отклонения для температур аустенитизации. У сталей с многими легирующими элементами (31BCrMnS 11) добавка B делает возможным получение механических характеристик для получения низкого содержания Mn, Cr, S даже под пределом марки.

При низких скоростях охлаждения (большие детали) констатируется снижение вязкости в сердцевине детали благодаря последствиям механизма повышения закаливаемости. Для улучшения этого явления необходимы температуры отпуска более 600°C.

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 90—95

ДК:539.371: 621.774

Нелчу М., Деак, З.: **Определение технологических элементов для горячего обжатия толстостенных труб, на редукционно-вытяжных станах с тремя валками на клеть**

Работа представляет пределы процесса горячего обжатия на редукционно — вытяжных станах (РВС), определяя условия при которых образуется внутренний многогранник у обжатых труб, а также и условие оптимизации профиля клеток, устраняющая этот недостаток. Представляются необходимые этапы для определения оптимального калибра, причём и схема блока вычислительной программы, а также теоретически полученные результаты при применении метода на РВС.

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 96—100

ДК: 681.3

Тоя, А., Роман, Ирина, Селеску, Родика: **Пакет программ для автоматической обработки и графического представления экспериментальных данных из исследовательской деятельности**

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 101—106

ДК: 621.743.5

Чёбану, И.: **Исследования по влиянию удлинения распределительного канала на задержку включений в литниках**

Исследования проводились физическим моделированием водой и деревянными включениями . Были исследованы три типа литников с распределительным каналом постоянного сечения, со ступенчатым изменением сечения и с непрерывной вариацией сечения. Литники имели восемь питателей, каждый из них с сечением протравки 4 × 15 мм² и с отношением конвергенции $Sp : Sd : 4S_1 = 2 : 1,5 : 1$

На основе полученных результатов были определены полезные выводы для проектирования литников.

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 107—112

METALURGIA 2

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTA ROMÂNIA 1989

Ing. C. Novac M.I.M.
şi ing. P. Dascălu IPROMET

Blocarea piloţilor în camerele de cocsificare

CZ: 662.741.3

Consideraţii generale

Dintre condiţiile de exploatare care trebuie asigurate în vederea realizării unei durabilităţi normale a zidăriei camerelor de cocsificare, de o deosebită importanţă sînt următoarele : evitarea şocurilor termice, în special răcirea zidăriei de silica sub temperaturi de 800°C în interiorul camerelor şi sub 600°C la capetele pereţilor; eliminarea şocurilor mecanice asupra zidăriei pereţilor şi vetrelor camerelor de cocsificare; evitarea uzurii mecanice excesive a pereţilor şi vetrelor prin asigurarea evacuării normale a piloţilor de cocs la descărcarea camerelor.

Aceste condiţii se realizează în principal prin luarea următoarelor măsuri : respectarea disciplinei tehnologice la efectuarea manevrelor aferente descărcării şi încărcării camerelor; constanţa regimului de exploatare a bateriilor; corelarea regimului termic cu perioada de cocsificare şi tipul de cocs produs pentru furnal sau turnătorie, precum şi cu caracteristicile şarjei utilizate; corectitudinea reglajului regimului hidraulic şi constanţa acestuia; alcătuirea corectă a şarjelor în raport cu însuşirile de cocsificare ale componenţilor utilizaţi; respectarea prescripţiilor tehnologice şi efectuarea la timp a lucrărilor de întreţinere şi reparaţii, astfel încît să se asigure evacuarea normală a cocsului la descărcarea camerelor de cocsificare.

În practica de exploatare a bateriilor de cocsificare există numeroase exemple atunci cînd deteriorarea şi scoaterea prematură din funcţiune a acestora s-au datorat în principal defecţiunilor produse prin repetarea unor evacuări greoaie ale cocsului sau prin blocarea acestuia la împingere.

În general, se consideră că un pilot s-a evacuat greu atunci cînd la prima încercare de împingere cocsul nu iese din cameră la valoarea amperajului prescris prin proiect (pilotul se descarcă abia la a doua încercare cu 70—80% peste valoarea admisă a amperajului).

Un pilot este considerat blocat atunci cînd, la a doua încercare de împingere, cocsul nu poate fi evacuat la un amperaj dublu faţă de cel admisibil.

În cele ce urmează se vor prezenta principalele cauze şi efecte ale fenomenului blocării piloţilor, modul de intervenţie şi măsurile care trebuie luate pentru evitarea apariţiei acestui fenomen.

Principalele cauze care duc la blocarea piloţilor

— Cea mai importantă, şi în acelaşi timp cu consecinţe dintre cele mai grave asupra pereţilor camerelor, o constituie utilizarea unor şarje cu proporţii mari de huile care dezvoltă presiuni ridicate de cocsificare. Dacă se utilizează astfel de şarje, în funcţie de ponderea huilelor cu presiuni mari de cocsificare, se ajunge fie la evacuări foarte grele, fie la blocarea piloţilor în camere, iar în cazurile cele mai grave se poate ajunge la deformarea sau chiar la spargerea pereţilor (fig. 1).

— Încercarea de a descărca o cameră înainte ca pilotul să fie complet cocsificat. În această situaţie, datorită temperaturilor scăzute în verticalele de încălzire şi a necorelării perioadei de cocsificare cu temperatura, contracţia pilotului nu este complet realizată, ceea ce determină apariţia unor forţe de frecare deosebit de mari la împingerea pilotului. În aceste condiţii, pe măsura împingerii cocsului, se înrăutăţeşte structura granulometrică pe înălţimea pilotului şi, în special, în zonele adiacente vetrei, crescînd forţele de frecare pînă la limite care determină blocarea evacuării.

Acelaşi efect îl pot produce şi supraîncălzirile la baza camerei de cocsificare datorate unui reglaj incorect al arderii care provoacă fisurarea cocsului şi tasarea lui pe vatră, condiţii care determină creşterea importantă a forţelor de frecare la evacuare.

Fenomenul de tasare și deteriorare a structurii granulometrice a cocsului poate fi produs și în cazul în care împingerea pilotului se face cu șocuri datorate unor defecțiuni ale mecanismelor de comandă sau manevrări greșite ale acestora.

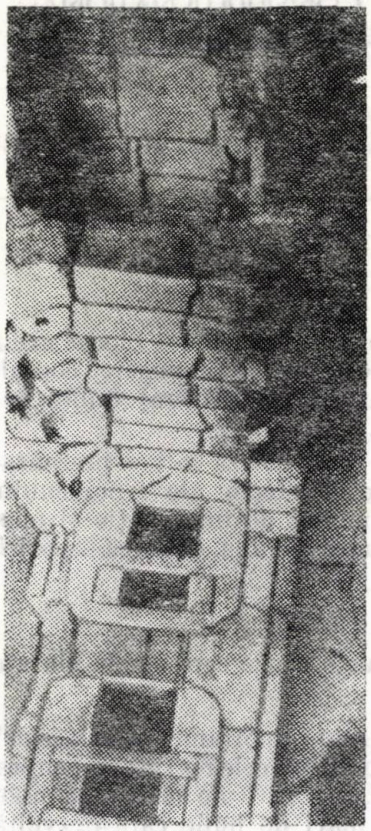


Fig. 1. Peretele de încălzire al unei camere distrus datorită blocării pilotului prin presiune excesivă de cocsificare a șarjei

— Deteriorarea vetrelor camerelor de cocsificare, datorită erodării cărămizilor, constituie, de asemenea, una din cauzele frecvente ale evacuării greoaie sau blocării piloților, mai ales atunci cînd zona deteriorată a vetrei se află în imediata apropiere a pragului de evacuare a cocsului (PC).

— Neasigurarea minimului de presiune prescrisă în colectoarele de gaz brut determină aspirații de aer prin neetanșeitățile ușilor, în ultima treime a perioadei de cocsificare, datorită cărora are loc arderea cocsului în cameră, în apropierea ușilor. Temperaturile ridicate dezvoltate în acest caz duc la topirea cenușii rezultate din arderea cocsului și la formarea de eutectice din reacția acesteia cu materialul silicios din cărămizile pereților, cu producerea de zgurificări, care constituie punctele de amorsă pentru blocarea cocsului la evacuare, și de deteriorare locală a zidăriei camerelor de cocsificare.

— La bateriile de cocsificare cu camere scoase din grafic, datorită unor defecțiuni majore, exploatarea în continuare a camerelor adiacente camerelor goale, fără executarea în acestea din urmă a unor timpane transversale de sprijin, duce de regulă la deformarea pereților datorită eforturilor laterale produse la împingerea pilotului. La următoarele descărcări, aceste deformații longitudinale ale pereților duc la blocarea cocsului în camerele respective.

— Un caz mai rar, dar totuși întîlnit în practica exploatării bateriilor de cocsificare, îl constituie poziționarea greșită a mașinilor pentru operația de descărcare, respectiv împingerea cocsului într-o cameră la care nu s-a luat ușa de la PC. În această situație, forța dezvoltată de împingător asupra secțiunii transversale a pilotului dă rezultante orizontale și verticale care tasează masa de cocs pe vatră și pe partea inferioară a pereților, stricînd complet structura granulometrică a cocsului, astfel încît după deschiderea corespunzătoare a ușii de la PC și după reluarea încercării de evacuare se constată, de regulă, blocarea pilotului respectiv.

Trebuie subliniat faptul că la efectuarea unor asemenea greșeli de exploatare, în afară de consecințele negative inerente oricărei blocări de piloți, se pot produce și avarii ale zidăriei și armăturilor metalice ale camerelor respective, și anume : fisurarea și dislocarea pereților camerei, dislocarea blindajelor de pe capătul pereților de la PC, deteriorarea sau ruperea ramei etc.

Modul de intervenție în cazul blocării pilotului de cocs în camera de cocsificare

La semnalarea de către personalul de exploatare a blocării unei camere de cocsificare trebuie realizate într-o primă etapă următoarele măsuri :

— Să se verifice imediat dacă pilotul este complet cocsificat și în caz contrar să se curețe capetele căzute ; să se repună ușile și să se mai lase camera în încălzire circa o oră, după care se va repeta încercarea de evacuare.

Înainte de repetarea încercării de împingere trebuie refăcută verticalitatea capătului pilotului la partea de încărcare (PM), astfel încît împingătorul să preseze uniform pe toată înălțimea pilotului.

La repetarea încercării de evacuare, operațiunea trebuie executată și supravegheată cu mare atenție pentru a nu sparge bolta camerei, întrucît, datorită forțelor mari de frecare care se dezvoltă la partea inferioară a camerei, capul împingătorului are tendința de a se ridica și de a forța în sus bolta camerei de cocsificare.

— Dacă și după această încercare nu se poate realiza evacuarea cocsului, camera respectivă este considerată blocată, situație care cere luarea următoarelor măsuri : se efectuează imediat măsurarea temperaturilor în lungul pereților de încălzire ai camerei respective; se începe operațiunea de evacuare a cocsului prin extragere cu „fărașul" montat pe capul

împingătorului la partea inferioară. Această operație se efectuează în reprize scurte, astfel încît zidăria camerei să nu se răcească sub 800°C. Se interzice să se lucreze la extragerea cocsului pe la parte mașinii (PM), cu ușa de la PC deschisă, deoarece se creează tiraj în cameră care determină arderea cocsului și prin aceasta supraîncălzirea și zgurificarea pereților, iar în zonele din care s-a evacuat cocsul, răcirea pereților sub limitele permise.

De asemenea, manevrele repetate cu împingătorul și cu dispozitivele auxiliare trebuie efectuate cu o deosebită grijă, astfel încît să nu se producă deteriorări ale zidăriei pereților și ale vetrei.

— După golirea completă a camerei se vor consemna în fișă următoarele aspecte : caracteristicile complete ale șarjei încărcate ; temperaturile în lungul pereților de încălzire în momentul constatării blocării ; durata de cocsificare în momentul blocării ; amperajul maxim la fiecare încercare de evacuare efectuată ; aspectul pilotului ; starea tehnică a zidăriei camerei după evacuarea cocsului, subliniindu-se defecțiunile apărute în plus față de cele constatate la examinările anterioare.

Din analiza tuturor constatărilor efectuate se vor stabili și consemna cauzele blocării și măsurile care trebuie luate pentru evitarea repetării blocării camerei respective sau generalizării fenomenului la celelalte camere.

Consecințele tehnico-economice ale blocării piloților în camerele de cocsificare

Blocarea piloților în camerele de cocsificare constituie o situație de avarie care duce la o serie de efecte negative, dintre care cele mai importante sînt :

— deteriorarea zidăriei camerei respective prin dizlocarea pereților datorită componentelor transversale mari ale forței de împingere care se dezvoltă în aceste situații, putîndu-se ajunge la scoaterea definitivă din funcțiune a acesteia ;

— distrugerea zidăriei camerei prin zgurificări și eroziuni care se produc inevitabil în cursul operațiilor de deblocare ;

— deteriorarea blindajelor și a ramelor ușilor, precum și a ancorajului transversal, datorită supraîncălzirilor care se produc prin arderea cocsului în prima fază a încercărilor de deblocare ;

— pierderea de producție de cocs prin scoaterea din grafic a camerelor blocate pe perioade care uneori au depășit zece zile ;

— reducerea productivității muncii și creșterea costurilor de producție datorită volumului mare de muncă (în condiții deosebit de grele) care trebuie consumat pentru deblocarea unei camere și remedierea deteriorărilor produse ca urmare a acestei avarii.

Măsuri pentru evitarea blocării piloților în camerele de cocsificare

Pentru evitarea condițiilor care pot duce la evacuări forțate ale cocsului sau chiar la blocarea piloților, trebuie urmărită, în mod deosebit, realizarea următoarelor măsuri principale :

— Alcătuirea șarjelor de cocsificare ținînd seamă de caracteristicile fizico-chimice și de însușirile de cocsificare ale fiecărui component, astfel încît presiunea de cocsificare a amestecului (șarjei) să nu depășească 200 milibari.

— Menținerea riguroasă a presiunii prescrise în colectoarele de gaz brut astfel încît la sfîrșitul perioadei de cocsificare presiunea la partea inferioară a camerei să nu fie mai mică de +0,05 milibari.

— Asigurarea constanței perioadei de cocsificare și corelarea temperaturilor din verticalele de încălzire cu perioada, astfel încît în momentul descărcării camerei pilotul să fie complet cocsificat și retras pe toată lungimea pereților.

— Asigurarea unui regim hidraulic corect și a unei bune uniformități a încălzirii pe lungimea pereților pentru a se evita zone incomplet cocsificate, în care fenomenele de fisurare și amplificare a frecărilor pot crea puncte de amorsare a blocării pilotului în cursul evacuării.

— Interzicerea categorică a exploatării camerelor de cocsificare din vecinătatea unor camere scoase din grafic și menținute goale, înainte de executarea în acestea a timpanelor transversale de sprijin.

— Efectuarea la timp și în condiții de calitate corespunzătoare a întreținerii și reparațiilor curente la cald, impuse de apariția unor deteriorări locale ale zidăriei vetrelor și pereților camerelor de cocsificare.

— Menținerea strictă a unei discipline tehnologice în exploatarea bateriilor de cocsificare în vederea eliminării manevrelor greșite la descărcarea cocsului.

Concluzii

Problemele evacuării forțate a cocsului și blocării piloților în camerele de cocsificare trebuie privite ca un incident tehnologic care poate duce la situații de avarie cu consecințe grave pentru camerele afectate.

Dacă se neglijează cauzele care duc la blocări de piloți, se minimalizează efectele acestora și se dă dovadă de superficialitate în aplicarea măsurilor necesare pentru evitarea repetării fenomenelor respective, se ajunge într-un timp relativ scurt la deteriorări ale masivului ceramic și ale armăturilor metalice, de o asemenea amploare și gravitate, încît se ajunge la scoaterea din exploatare a bateriei după numai cîțiva ani de exploatare.

Considerații privind influența utilizării aglomeratului cu un conținut ridicat de oxid de magneziu asupra indicatorilor tehnico-economici ai producției de fontă

Dr. ing. Gh. Popoiu, ing. M. Jura
C.S.H.
ing. Anișoara Ciocan
Universitatea din Galați

CZ: 669.16: 622.785

În cursul procesului de elaborare a fontei, oxizii care formează sterilul aglomeratului, peletelor, minereurilor de fier, din fondanții și din cenușa cocsului, nu se reduc ci, topindu-se, intră în componența zgurelor de furnal.

Criteriile care stau la baza stabilirii unei zgure finale corespunzătoare proceselor din furnal sînt: viscozitatea minimă posibilă și menținerea constantă a acesteia; compoziția și temperatura fazei lichide; capacitatea bună de desulfurare; tendința minimă sau inexistentă de descompunere [1].

Fără a intra în detalii privind constituția, compoziția și proprietățile zgurelor de furnal (bazicitate, temperatură și căldură de topire, viscozitate și putere de desulfurare), pe baza literaturii de specialitate și a rezultatelor practice, se poate evidenția influența pozitivă a oxidului de magneziu asupra acestor proprietăți.

Diminuarea viscozității reprezintă avantajul principal al creșterii conținutului de oxid de magneziu în zgura de furnal, care are ca urmare uniformizarea funcționării furnalului, atribuită îmbunătățirii calității de curgere a acesteia. De asemenea, efectul pozitiv al oxidului de magneziu se răsfrînge și asupra desulfurării fontei, acțiunea sa desulfurant activă datorîndu-se, de altfel, tot influenței asupra viscozității și tensiunii superficiale a zgurei [2]. De aceea, se consideră că exploatarea furnalului în condițiile utilizării unei încărcături cu un conținut ridicat de oxid de magneziu este deosebit de eficientă, dacă întreaga cantitate de MgO este introdusă în furnal prin intermediul aglomeratului. În acest fel, se obține o zgură primară omogenă și fluidă, avînd caracteristici apropiate de cele ale zgurei finale. Totodată, sînt eliberate rezerve importante de căldură, care ar fi necesare disocierii și topirii carbonaților (calcarul, respectiv dolomita pentru formarea zgurei primare) [1].

În condițiile materiale existente, furnalele din România funcționează cu o gamă largă de minereuri de fier cu o compoziție chimică variabilă. Deși pe fluxul tehnologic gradul de pregătire a acestora este ridicat, totuși, datorită condițiilor de aprovizionare de la un număr mare de furnizori, apar variații în încărcătura furnalelor și, în consecință, modificări frecvente în regimul zgurelor. De asemenea, minereurile de fier utilizate au în general o cantitate mică de oxid de magneziu (~0,1—0,3%), fiind incapabile să asigure conținuturi satisfăcătoare de MgO în zgurele de furnal care să le plaseze într-un domeniu favorabil al viscozității.

Ținînd seamă de calitatea materiilor prime folosite în producția de fontă și de influența oxidului de magneziu asupra caracteristicilor zgurelor de furnal, s-a trecut la folosirea dolomitei ca fluidificator al zgurei, mai întîi în stare brută direct în furnal, apoi prin instalația de omogenizare, sub formă măcinată, în amestecul de aglomerare.

În condițiile descrise a fost urmărită influența utilizării aglomeratelor cu un conținut sporit de oxid de magneziu asupra indicatorilor tehnico-economici ai producției de fontă cenușie de la C. S. Hunedoara [3]. Au fost luate în considerare trei perioade distincte a cîte zece zile, cînd au fost produse și utilizate aglomerate cu conținuturi diferite de oxid de magneziu (perioada I de referință, aglomerat cu ~0,84% MgO; perioadele a II-a și a III-a, aglomerat cu ~1,32% MgO, respectiv ~1,85% MgO) (tab. 1).

Tabelul 1

Principalii indicatori tehnico-economici ai producției de fontă în perioadele considerate

Indicatorii tehnico-economici	Perioada considerată		
	I	II	III
Consumurile specifice, kg/t:			
— aglomerat	1549,20	1579,20	1748,40
— minereu I	201,30	11,30	23,40
— minereu II	—	100,63	10,90
— minereu III	67,90	57,60	70,70
— pelete	—	49,30	35,60
— calcar	39,60	38,80	37,50
— cocs metalurgic corectat	739,46	738,12	738,47
— gaz metan	91,82	99,68	99,17
Temperatura aerului suflat, °C	1067	1050	1044
Debitul aerului suflat, Nm³/h	72 000	75 000	78 000
Presiunea aerului suflat, atm	1,30	1,30	1,30
Încărcătura metalică, t/tf	1,818	1,827	1,889
Cocsul metalurgic/încărcătura metalică, t/t:			
— corectat	0,407	0,403	0,391
Intensitatea de ardere, t/m³ zi:			
— corectat	0,798	0,789	0,770
Scoaterea, %	55,01	57,74	52,94

Tabelul 1 (continuare)

Caracteristicile fizico-chimice ale aglomeratului, %:			
Fe	50,49	50,10	49,40
FeO	10,54	10,46	10,27
CaO	13,11	12,73	14,20
SiO_2	10,24	9,95	11,13
MgO	0,84	1,32	1,85
CaO/SiO_2	1,28	1,28	1,27
— rezistența la toba Rubin	20,60	20,60	2,30
— granulația	9,22	9,12	9,02
— reductibilitatea	57,85	57,74	57,35
— rezistența la sfărîmare	66,80	65,90	65,40
—rezistența la degradare	88,20	83,70	81,10
—grad de degradare	1,32	1,27	1,24
Compoziția chimică a fontei, %:			
Si	2,27	2,39	2,47
Mn	0,68	0,85	0,93
S	0,035	0,033	0,032
P	0,09	0,12	0,11
Compoziția chimică a zgurei, %:			
SiO_2	35,23	36,04	36,41
Al_2O_3	10,20	10,33	8,92
CaO	45,58	44,83	44,71
MgO	3,63	4,01	5,61
CaO/SiO_2	1,29	1,24	1,23
$CaO+MgO/SiO_2+Al_2O_3$	1,08	1,05	1,11
Proprietățile zgurei:			
— grupa de încadrare după N. V. Rull	1	3	3
— temperatura de topire, °C	1322	1330	1340
— viscozitatea, Poise, la:			
1400°C;	7,8	6,8	5,8
1500°C	2,5	1,6	1,1
— indicele de repartiție a sulfului, S:			
$L_S=(S)/[S]$	26,94	33,26	39,02
L_S(diagrama Voskobonikov)	39,00	40,50	43,50
Compoziția chimică a gazului de furnal, %:			
CO_2	11,46	12,37	13,31
CO	28,68	27,34	26,52
CH_4	0,38	0,44	0,25
H_2	4,85	4,90	4,57
N_2	54,63	54,95	55,45
— gradul de reducere directă	47,63	44,25	42,00
— gradul de reducere indirectă	52,37	55,75	58,00
— gradul de utilizare a capacității reducătoare	0,141	0,154	0,165

Principalele particularități ale utilizării aglomeratului cu conținut sporit de oxid de magneziu în procesul de elaborare a fontei în furnal se răsfrîng asupra producției de fontă, indicelui de scoatere, indicelui de utilizare și asupra consumului specific de cocs. Astfel, datorită conținutului mai mic de fier în aglomeratele folosite în perioadele de analiză (perioada a II-a și, în special, perioada a III-a) producția de fontă, indicele de scoatere și indicele de utilizare scad. Evoluția acestor indicatori este în concordanță cu rezultatele practice care se obțin la furnal în condițiile modificării conținutului de fier în încărcătură. Consumul specific de cocs urmează un curs ascendent, o dată cu utilizarea aglomeratelor cu un conținut sporit de oxid de magneziu. Recalcularea consumului specific de cocs, pe baza corecțiilor adoptate în mod curent, în funcție de compoziția chimică a fontei și de regimul de suflare a aerului în furnal, arată că acesta se micșorează o dată cu utilizarea aglomeratelor respective. Micșorarea trebuie pusă pe seama noilor caracteristici imprimate coloanei de încărcătură supuse proceselor de topire și reducere.

Datorită rezistenței mai bune a aglomeratelor cu conținut sporit de oxid de magneziu se îmbunătățește permeabilitatea coloanei de încărcătură, asigurîndu-se o circulație uniformă a gazelor și folosirea eficientă a capacității lor termice și chimice. Creșterea rezistenței aglomeratului se datorează oxidului de magneziu, care, în timpul procesului de aglomerare, se dizolvă în topitura de oxizi de fier. Ionii de magneziu intră în rețeaua cristalină a silicatului bicalcic, formînd o soluție solidă cu $(CaO)_2 \cdot SiO_2-\beta$, fapt care duce la stabilizarea modificărilor la temperatură a acestui silicat față de transformarea polimorfă (însoțită de variația volumului cu 11%) și reducerea considerabilă a tensiunilor interne în bucata de aglomerat.

De asemenea, conținuturile crescătoare de oxid de magneziu în aglomerat duc la formarea spinelilor de magneziu, la a căror oxidare (spre deosebire de spinelii de calciu) nu apar faze topite. La răcirea aglomeratului, transportul oxigenului pentru formarea hematitului din magnetit este bazat astfel pe difuzia prin corpuri solide, care se petrece relativ încet. Din această cauză, în aglomeratele cu oxid de magneziu ridicat există un conținut mai scăzut de hematită, ceea ce determină o mai bună rezistență a acestora la degradare în timpul reducerii (Fe_2O_3 cristalizează în sistemul romboedric cu parametrul de rețea $a = 5{,}4$Å, iar Fe_3O_4 în sistemul cubic, cu parametrul de rețea $a = 8{,}38$ Å).

Creșterea oxidului de magneziu în zgura finală de la 3,63% la 4,01 și 5,61%, conform celor trei perioade considerate, a dus la modificarea caracteristicilor acesteia, fapt reflectat atît prin constituție, cît și prin fuzibilitate și viscozitate. Se constată că viscozitatea zgurei cu conținut mai ridicat de oxid de magneziu scade datorită deplasării (prin modificarea compoziției chimice) de la suprafața de saturație pseudowolostonit spre cea de mervinit. Astfel, deși are un caracter bazic ($CaO/SiO_2 = 1{,}23$), zgura prezintă mai puțin pregnant caracteristica de zgură "scurtă", care, la variații mici ale regimului termic, duce la deranjamente în furnal. Fiind mai fluidă și totodată mai stabilă, această zgură curge mai ușor printre bucățile de cocs. Se asigură, astfel, o drenare mai bună a furnalului, cu influențe pozitive asupra circulației gazelor, a forțelor de

frecare dintre zgură și gaz, evitîndu-se posibilitatea de blocare a zgurei și cocsului, ceea ce ar însemna o agățare a coloanei de material. De asemenea, zgura cu conținut mai ridicat de oxid de magneziu (4,01% MgO, respectiv 5,61% MgO), care în majoritatea cazurilor se înscrie în grupa a III-a de încadrare a zgurelor, după N. V. Rull, fiind plasată în zona mervinitului, are temperatura de topire mai ridicată decît zgura cu 3,63% MgO, din grupa I de încadrare. Această zgură mai greu fuzibilă, mai „refractară", trecînd în faza lichidă la temperaturi mai înalte, ajunge în creuzet mai „caldă", păstrînd echilibrul termic al acestuia.

Indicele de bazicitate (CaO/SiO_2) al zgurelor rezultate are valori medii de 1,29 pentru perioada I, scăzînd la 1,24, respectiv 1,23, pentru următoarele două perioade. De regulă, în cazul fontelor de turnătorie, se indică un indice de bazicitate al zgurelor la valori cuprinse între 1,10 și 1,20, pentru a se asigura în condiții mai economice reducerea siliciului și trecerea acestuia în fontă, conform reacției (1) [4]:

$$(SiO_2) + 2C = [Si] + 2\,CO \quad Kp = \frac{a_{Si} \cdot P_{CO}^2}{a_{SiO_2} \cdot a_C^2} \qquad (1)$$

Reducerea dioxidului de siliciu aflat în soluție nesaturată (zgură bazică) se efectuează mai greu decît reducerea lui în stare pură sau în soluții saturate. Cu cît zgura este mai bazică, cu atît activitatea dioxidului de siliciu are valori subunitare mai mici, ceea ce face să se micșoreze presiunea parțială de echilibru a monoxidului de carbon, și cu atît mai greu este redus dioxidul de siliciu intrat în reacție sub formă de silicați, pentru care realizarea reducerii impune creșterea temperaturii și a necesarului de agent reducător, respectiv carbon [4]. Toate acestea s-au concretizat la furnal printr-un regim termic mai ridicat, respectiv printr-un consum sporit de cocs.

Elaborarea fontei în perioadele analizate, cu zgure avînd indici de bazicitate peste cei normal recomandați, nu apare justificată nici din punctul de vedere al realizării desulfurării în furnal [5]. Indicii de repartiție ai sulfului, $L_S = (S)/[S]$, arată că zgura a avut o putere de desulfurare suficientă pentru desfășurarea acestui proces (tab. 1). În mod obișnuit, indicele de repartiție a sulfului are valori cuprinse între 20 și 45. Condiția necesară pentru utilizarea la maximum a capacității de desulfurare a zgurei este mersul uniform al furnalului și reducerea cît mai completă a oxizilor de fier pînă la intrarea materialelor în creuzet, lucru posibil prin asigurarea unei variații minime a viscozității la variațiile temperaturii. Reiese că adaosurile de oxid de magneziu măresc în mai mare măsură valorile indicelui de repartiție a sulfului decît aceleași adaosuri (cantitativ) de oxid de calciu, deși acesta are un caracter bazic mai pronunțat. Cantitatea de zgură rezultată crește în cazul utilizării aglomeratelor cu conținut sporit de oxid de magneziu, ca urmare a scăderii conținutului de fier și necesarului crescut de încărcătură metalică. Avînd în vedere acest lucru, precum și faptul că desulfurarea fontei are loc mai ales la trecerea picăturilor de fontă prin stratul de zgură din creuzetul furnalului, se impune o utilizare mai eficientă a acesteia prin mărirea numărului de evacuări de zgură și respectarea graficului de evacuare a produselor lichide (fontă și zgură).

În baza celor scrise mai sus, se consideră eficientă producerea și utilizarea aglomeratelor cu conținut de oxid de magneziu mai ridicat din punct de vedere a linfluenței acestui oxid, atît asupra proprietăților tehnologice ale aglomeratului, cît și asupra indicatorilor tehnico-economici și de funcționare ai furnalului. Influența oxidului de magneziu se reflectă la furnal, în principal, asupra caracteristicilor zgurelor și este în strînsă legătură cu indicele de bazicitate, ea devenind mai pregnantă atunci cînd acesta este mai mic, apropiat de unitate ($CaO/SiO_2 \cong 1$).

Se consideră că utilizarea aglomeratului cu conținut sporit de oxid de magneziu la elaborarea fontelor de afinare prezintă aceleași aspecte.

BIBLIOGRAFIE

[1] Rösner, H.: *Einfluß des MgO — Gehalts der Hochofenend-schlaken auf die technologischen und energetischen Parameter der Roheisenproduktion.* In: Neue Hütte, R.D.G., nr. 5, 1981.

[2] Bornațki, I. I.: *Desulfurarea fontelor și oțelurilor.* București, Ed. Tehnică, 1972.

[3] Popoiu, S. Gh.: *Contribuții la studiul influenței încărcăturii (aglomerat, pelete) asupra desfășurării proceselor din furnal.* Teză de doctorat. Institutul Politehnic București, 1987.

[4] Dragomir, I.: *Teoria proceselor siderurgice.* București, Ed. didactică și pedagogică, 1985.

[5] * * * *Manualul inginerului metalurg.* București, Ed. Tehnică, 1978.

Ing. L. Rizea ICEM
și ing. D. Birsan I. T. Roman

Fabricarea țevilor din oțeluri inoxidabile pentru temperaturi criogenice

CZ: 539.374: 621.59

Pentru a fi utilizat la temperaturi scăzute, orice oțel, deci și oțelurile inoxidabile austenitice, trebuie să fie tenace la rece, la temperaturi sub −10°C. În mod convențional (conform SEW 680-70), pentru ca un oțel să fie considerat tenace la temperaturi negative, valoarea rezilienței, determinată pe probe longitudinale DVM, trebuie să fie de minimum 6 kgfm/cm².

Oțelurile inoxidabile austenitice asigură în majoritatea cazurilor această condiție și din acest motiv ele sînt utilizate pe scară mare la temperaturi scăzute și foarte scăzute (numite și criogenice). Această condiție este asigurată datorită gradului ridicat de stabilitate a austenitei. Din acest punct de vedere, dintre oțelurile inoxidabile austenitice folosite în mod curent la temperaturi ordinare, la temperaturi criogenice se vor folosi doar acele oțeluri austenitice care se caracterizează printr-o stabilitate ridicată a austenitei. Gradul de stabilitate a austenitei este dat de ponderea elementelor alfagene și gamagene din compoziția oțelului.

Avînd în vedere buna ductilitate și tenacitate a oțelurilor inoxidabile austenitice, normele AFNOR și SEW consideră că se poate renunța la încercarea de încovoiere prin șoc la temperaturi scăzute. Ele recomandă, dacă nu există motive deosebite, efectuarea încercării la temperatura camerei, luînd ca bază valorile corespunzătoare (valabile pentru temperatura camerei).

Materiale folosite și încercări efectuate

Cercetările au fost efectuate pe țevile Ø 168 × 10 mm din oțel marca W1.4306 (tab.1).

Țevile obținute au fost controlate individual din punct de vedere al comportării la temperaturi scăzute prin încercări de încovoiere prin șoc pe epruvete DVM (cu crestătură în U, cu canal de trei mm adîncime) la temperaturile de +20 și −196°C.

Epruvetele, cu dimensiunile de 5 × 10 × × 55 mm, au fost prelevate longitudinal.

Utilizarea epruvetelor reduse a fost impusă de faptul că, la încercările efectuate pe epruvete normale, energia de rupere depășea sau era foarte aproape de energia maximă a ciocanului Charpy utilizat în experimentări (300J).

Pentru cîte o țeavă din fiecare din cele trei șarje, încercările de încovoiere prin șoc au fost efectuate pe întreg domeniul de temperaturi cuprins între −196 și +20°C, și respectiv −196, −140, −100, −50, −20, 0 și +20°C.

Pentru aceleași țevi și la aceleași temperaturi, a fost analizată comportarea la tracțiune, urmărindu-se evoluția în funcție de temperatura următorilor parametri: limita de curgere $R_{p0,2}$; rezistența la rupere R_m; alungirea la rupere A_5 și gîtuirea la rupere Z.

Mediile de răcire folosite, atît pentru încercările de încovoiere prin șoc, cît și pentru cele de tracțiune sînt: pînă la −70°C, alcool etilic + + zăpadă carbonică; de la −70 la −196°C, eter de petrol + azot lichid; la −196°C, azot lichid.

Rezultate obținute

Rezultatele încercărilor la încovoiere prin șoc pe probe longitudinale DVM sînt prezentate în tabelul 2 pentru temperaturile la care au fost efectuate, atît ca valori individuale cît și ca valori medii.

Pentru țevile care au fost analizate pe întreaga gamă de temperaturi, valorile obținute sînt ilustrate grafic în diagramele din figurile 1 și 2.

Analizînd valorile obținute și comparîndu-le cu cele prescrise (11 kgfm/cm² pentru temperatura de −196°C și 15 kgfm/cm² pentru temperatura ambiantă), se constată că cele obținute la temperatura de −196°C sînt mai mari de 2,5−3 ori, iar cele obținute la +20°C sînt mai mari de 1,4−1,8 ori.

Tabelul 1

Compoziția chimică a oțelului W1.4306 din care sînt realizate țevile Ø168 × 10 mm

Numărul șarjei	Compoziția chimică, %													
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Mo	Ti	Co	W	N
64347	0,01	1,41	0,20	0,027	0,010	18,04	12,00	0,10	lipsă	0,21	urme	0,03	lipsă	0,0103
64324	0,01	1,45	0,19	0,026	0,018	18,05	11,99	0,10	lipsă	0,19	urme	0,03	lipsă	0,0108
62010	0,01	1,12	0,28	0,028	0,009	17,35	11,95	0,10	0,014	0,44	urme	0,04	lipsă	0,0142

Compoziția chimică se încadrează în caietele de sarcini.

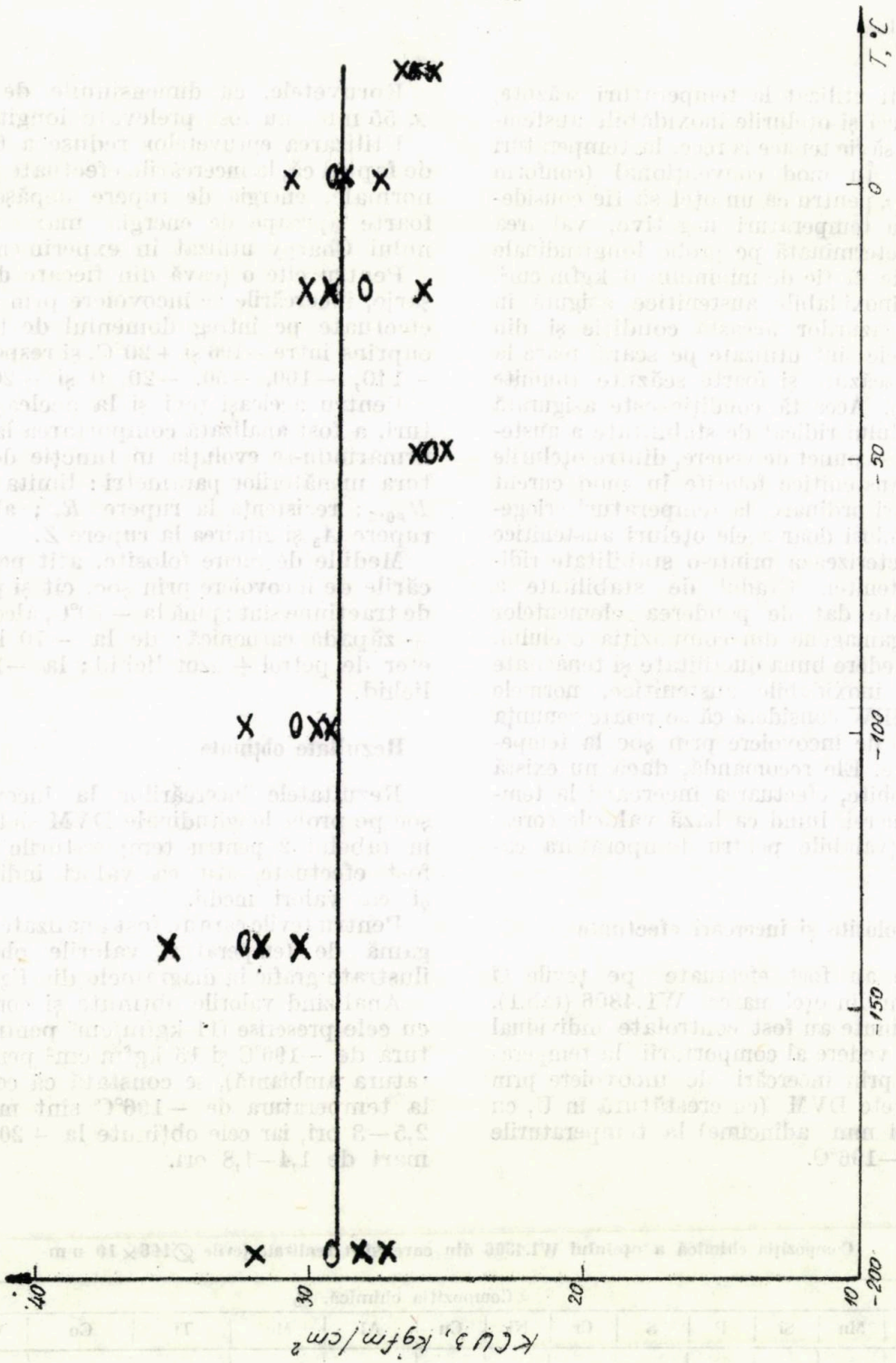


Fig. 1. Variația rezilienței KCU 3 în funcție de temperatură pentru țeava 171 B (șarja 62010): x — valori individuale; o — valori medii

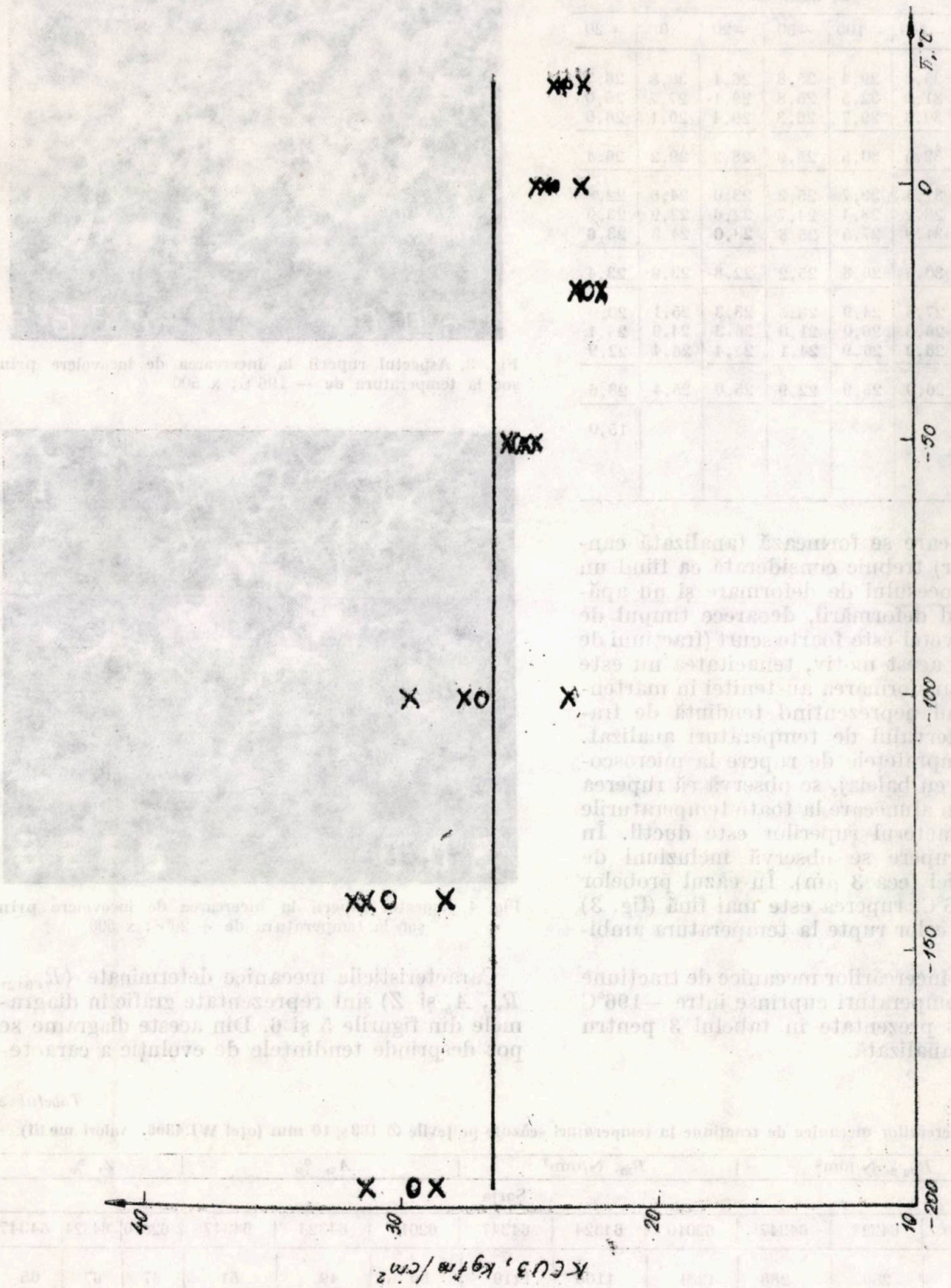


Fig. 2. Variația rezilienței KCU 3 în funcție de temperatură pentru țeava 398 A (șarja 64347): x — valori individuale; o — valori medii

Tabelul 2

Rezultatele rezilienței KCU3 (D/M) țevilor ∅ 168×10mm pentru unele șarje din oțel W1.4306

Șarja	Valorile rezilienței KCU3, la temperatura, °C, kgfm/cm²						
	−196	−140	−100	−50	−20	0	+20
62010	32,0	35,3	29,4	25,8	26,1	30,8	26,3
	27,2	31,9	32,5	25,8	29,1	27,7	26,0
	28,1	30,3	29,7	26,3	29,4	29,1	26,9
64347	29,1	32,5	30,5	25,9	28,2	29,2	26,4
	28,6	31,4	29,7	25,2	23,0	24,6	22,8
	31,4	28,2	23,4	24,7	22,6	22,9	23,9
	28,6	31,9	27,5	25,8	23,0	24,3	**23,6**
64324	29,5	30,5	26,8	25,2	22,8	23,9	23,4
	26,9	27,5	24,9	23,5	23,3	25,1	23,0
	28,6	26,3	26,0	21,0	**26,3**	**24,9**	25,1
	28,6	**26,9**	**26,9**	**24,1**	25,4	**26,4**	**22,9**
	28,6	26,9	25,9	22,9	25,0	25,4	23,6
Nivelul de acceptare	11,0						15,0

Martensită care se formează (analizată cantitativ ulterior) trebuie considerată ca fiind un rezultat al procesului de deformare și nu apărută în timpul deformării, deoarece timpul de rupere a epruvetei este foarte scurt (fracțiuni de secundă). Din acest motiv, tenacitatea nu este afectată de transformarea austenitei în martensită, materialul neprezentînd tendință de fragilizare în intervalul de temperaturi analizat.

Analizînd suprafețele de rupere la microscopul electronic cu baleiaj, se observă că ruperea s-a produs prin alunecare la toate temperaturile analizate. Caracterul ruperilor este ductil. În conurile de rupere se observă incluziuni de dimensiuni mici (cca 3 μm). În cazul probelor rupte la −196°C, ruperea este mai fină (fig. 3) decît în cazul celor rupte la temperatura ambiantă (fig. 4).

Rezultatele încercărilor mecanice de tracțiune efectuate la temperaturi cuprinse între −196°C și +20°C sînt prezentate în tabelul 3 pentru fiecare șarjă analizată.

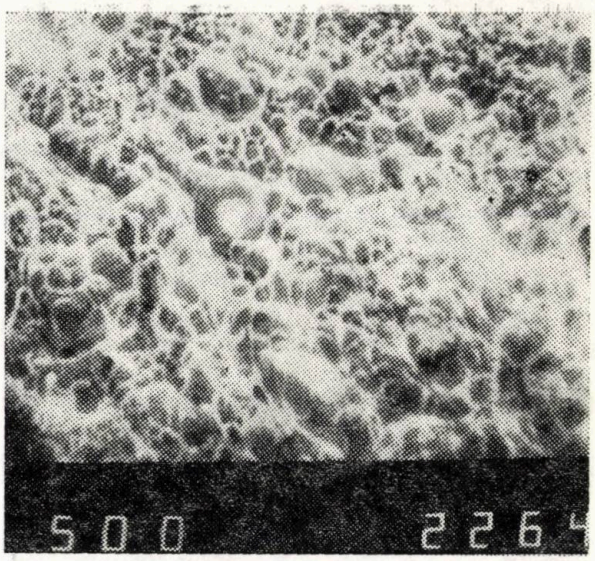


Fig. 3. Aspectul ruperii la încercarea de încovoiere prin șoc la temperatura de − 196°C; x 500

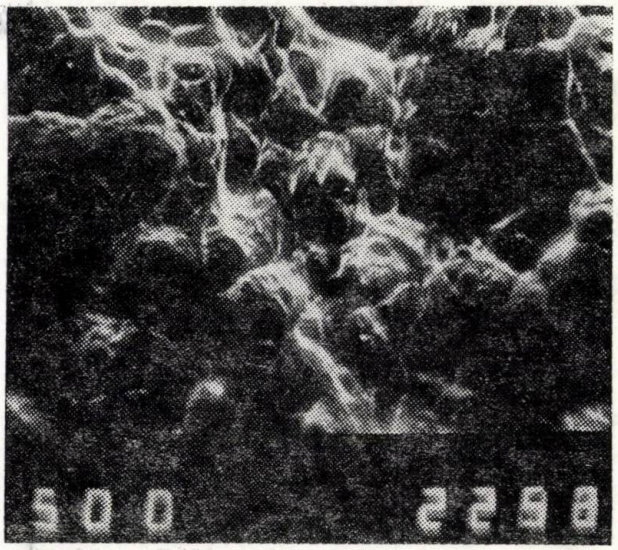


Fig. 4. Aspectul ruperii la încercarea de încovoiere prin șoc la temperatura de + 20°C; x 500

Caracteristicile mecanice determinate ($R_{p0,2}$, R_m, A_5 și Z) sînt reprezentate grafic în diagramele din figurile 5 și 6. Din aceste diagrame se pot desprinde tendințele de evoluție a caracte-

Tabelul 3

Rezultatele încercărilor mecanice de tracțiune la temperaturi scăzute pe țevile ∅ 168×10 mm (oțel W1.4306, valori medii)

Temperatura de încercare, °C	$R_{p0,2}$, N/mm²			R_m, N/mm²			A_5, %			Z, %		
	Șarja											
	62010	64324	64347	62010	64324	64347	62010	64324	64347	62010	64324	64347
−196	310	289	288	1201	1106	1119	50	49	51	67	67	65
−100	207	193	190	841	771	773	54	56	55	76	76	77
− 50	229	215	211	725	670	678	64	68	68	81	78	79
− 20	213	207	220	606	589	616	72	75	72	79	78	77
+ 20	179	183	177	478	468	467	61	59	61	79	77	77

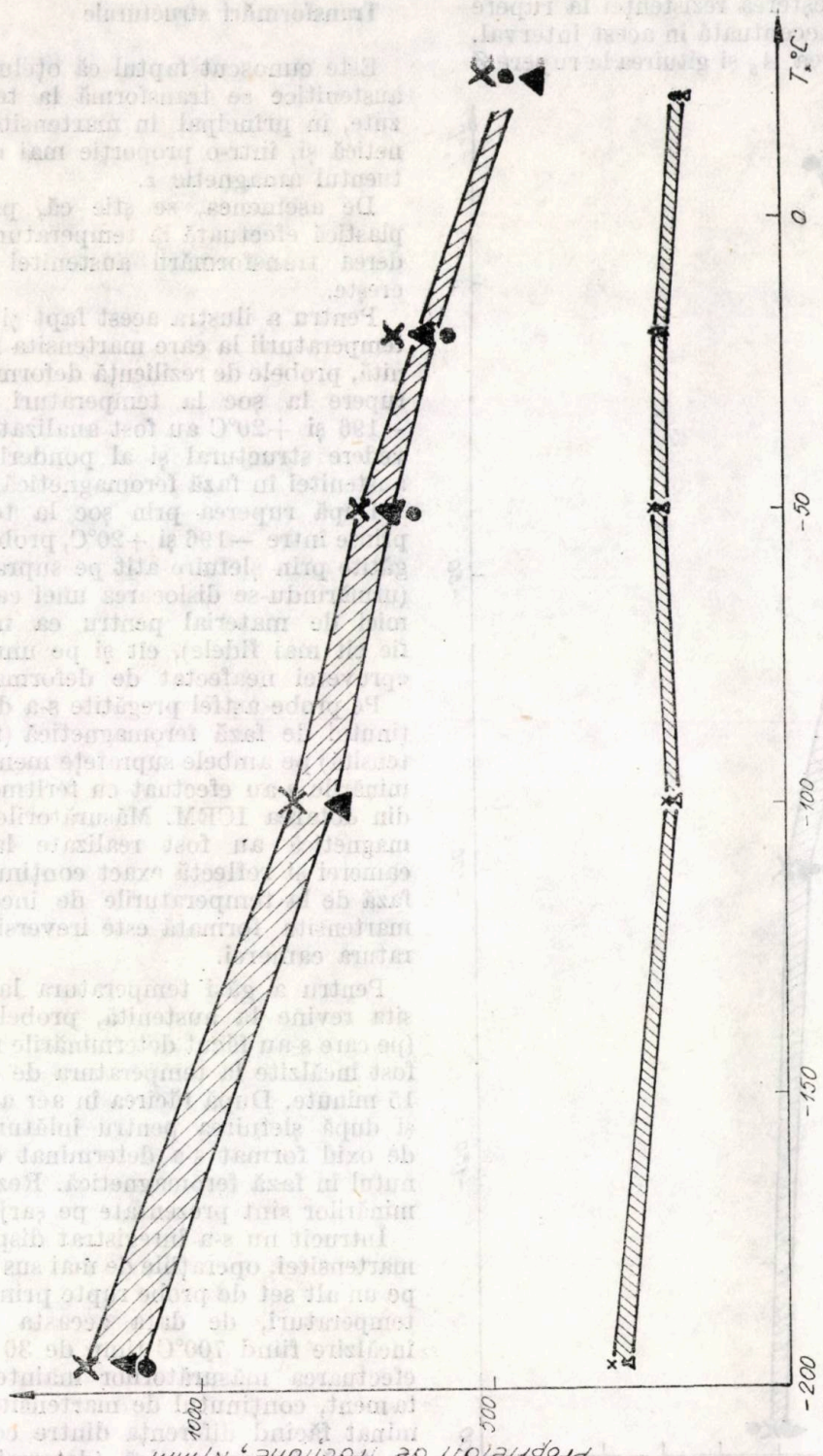


Fig. 5. Distribuția proprietăților de tracțiune (limita de curgere și rezistența la rupere în funcție de temperatură, pentru țevile Ø 168 × 10 mm, oțel W 1.4306: x — țeava171 B (șarja 62010); ● — țeava 394 A (șarja 64324); ▲ — țeava 398 A (șarja 64347)

risticilor mecanice analizate pentru țevile din oțel marca W1.4306. Astfel, se observă o creștere ușoară a limitei de curgere $R_{p0,2}$ la temperatura de −196°C față de temperatura ambiantă, în timp ce creșterea rezistenței la rupere R_m este mult mai accentuată în acest interval. Dimpotrivă, alungirea A_5 și gîtuirea la rupere Z manifestă tendințe de creștere o dată cu creșterea temperaturii de încercare. Aspectul ruperilor este și la această încercare ductil.

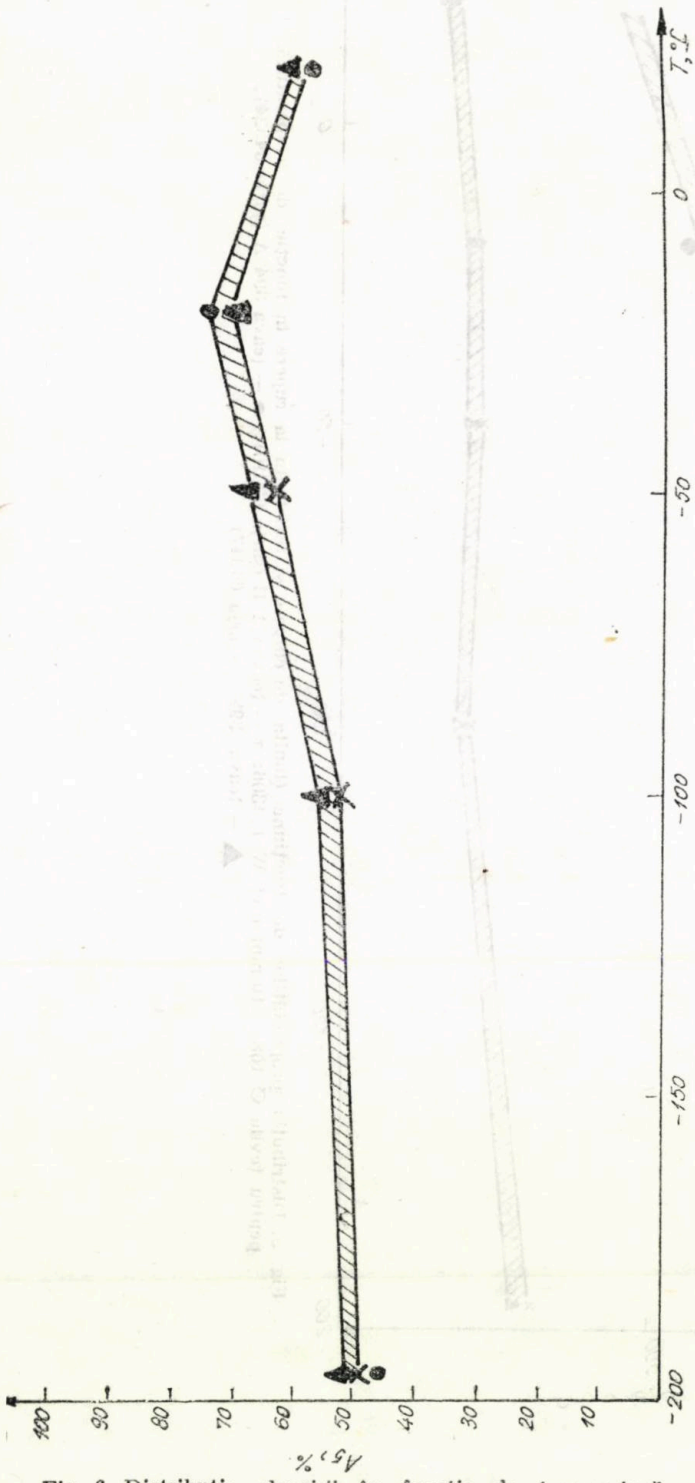


Fig. 6. Distribuția alungirii în funcție de temperatură pentru țevile ∅ 168 × 10 mm, oțel W 1.4306: x — țeava 171 B (șarja 62010); ● — țeava 394 A (șarja 64324); ▲ — țeava 398 A (șarja 64347)

Transformări structurale

Este cunoscut faptul că oțelurile inoxidabile austenitice se transformă la temperaturi scăzute, în principal în martensită (α') feromagnetică și, într-o proporție mai mică, în constituentul amagnetic ε.

De asemenea, se știe că, prin deformarea plastică efectuată la temperaturi scăzute, ponderea transformării austenitei în martensită crește.

Pentru a ilustra acest fapt și pentru găsirea temperaturii la care martensita revine la austenită, probele de rezilienţă deformate plastic prin rupere la șoc la temperaturi cuprinse între −196 și +20°C au fost analizate din punct de vedere structural și al ponderii transformării austenitei în fază feromagnetică.

După ruperea prin șoc la temperaturi cuprinse între −196 și +20°C, probele au fost pregătite prin șlefuire atît pe suprafața de rupere (urmărindu-se dislocarea unei cantități cît mai mici de material pentru ca măsurătorile să fie cît mai fidele), cît și pe unul din capetele epruvetei neafectat de deformare.

Pe probe astfel pregătite s-a determinat conținutul de fază feromagnetică (ferită δ + martensită) pe ambele suprafețe menționate. Determinările s-au efectuat cu feritmetrul FISHER din dotarea ICEM. Măsurătorile de fază feromagnetică au fost realizate la temperatura camerei și reflectă exact conținutul în această fază de la temperaturile de încercare întrucît martensita formată este ireversibilă la temperatura camerei.

Pentru a găsi temperatura la care martensita revine la austenită, probele astfel rupte (pe care s-au făcut determinările menționate) au fost încălzite la temperatura de 560°C timp de 15 minute. După răcirea în aer a acestor probe și după șlefuirea pentru înlăturarea stratului de oxid format s-a determinat din nou conținutul în fază feromagnetică. Rezultatele determinărilor sînt prezentate pe șarjă în tabelul 4.

Întrucît nu s-a înregistrat dispariția totală a martensitei, operațiile de mai sus au fost reluate pe un alt set de probe rupte prin șoc la aceleași temperaturi, de data aceasta parametrii de încălzire fiind 700°C timp de 30 minute. După efectuarea măsurătorilor înainte și după tratament, conținutul de martensită a fost determinat făcînd diferența dintre conținutul total de fază feromagnetică (determinat inițial) și conținutul de fază feromagnetică măsurat după varianta a doua de tratament termic.

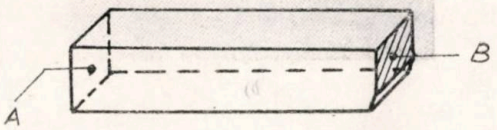
Rezultatele, semnificative în acest caz (tab. 5), relevă dispariția completă a martensitei la o temperatură mai ridicată.

Tabelul 4

Conținutul de fază feromagnetică pe probe de reziliență KCU3 din țeavă Ø 168 × 10 mm, pentru șarja 62010 din oțel W 1.4306

Temperatura de încercare la încovoiere prin șoc, °C	Conținutul de ferită δ + martensită, %, măsurat pe suprafața		Conținutul de ferită δ + martensită netransformată, %, măsurat după tratamentul termic* pe suprafața		Conținutul de martensită transformată, %, măsurat pe suprafața	
	A	B	A	B	A	B
−196	0,1	27,5	0,1	12,0	0,0	15,5
−140	0,1	26,0	0,1	11,0	0,0	15,0
−100	0,1	18,0	0,1	10,0	0,0	8,0
− 50	0,1	9,0	0,1	5,0	0,0	4,0
− 20	0,1	2,0	0,1	0,8	0,0	1,2
0	0,1	0,5	0,1	0,3	0,0	0,2
+ 20	0,1	0,1	0,1	0,1	0,0	0,0

* Încălzire la 560°C, timp de 15 minute și răcire în aer

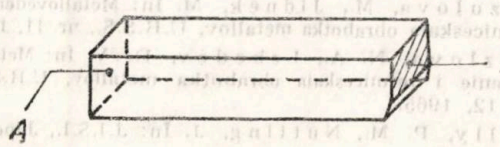


Tabelul 5

Conținutul de fază feromagnetică pe probe de reziliență KCU3 din țeavă Ø163 × 10 mm, pentru șarja 62010 din oțel W1.4306

Temperatura de încercare la încovoiere prin șoc, °C	Conținutul de ferită δ + martensită, %, măsurat pe suprafața		Conținutul de ferită δ + martensită, %, măsurat după tratamentul termic * pe suprafața		Conținutul de martensită format, %, calculat pentru suprafața	
	A	B	A	B	A	B
−196	0,1	30,0	0,1	0,1	0,0	29,9
−140	0,1	28,5	0,1	0,1	0,0	28,4
−100	0,1	20,0	0,1	0,1	0,0	19,9
− 50	0,1	9,0	0,1	0,1	0,0	8,9
− 20	0,1	3,0	0,1	0,1	0,0	2,9
0	0,1	0,7	0,1	0,1	0,0	0,6
+ 20	0,1	0,1	0,1	0,1	0,0	0,0

* Încălzire la 700°C, timp de 30 minute și răcire în aer



Din rezultatele înregistrate, rezultă că, pe capetele epruvetei care au fost doar răcite la diferite temperaturi dar nu au fost afectate de deformarea prin șoc, conținutul de fază feromagnetică este reprezentat doar de conținutul de ferită δ, care se păstrează indiferent de varianta de tratament termic aplicată. Acest conținut este dictat de compoziția chimică a oțelului.

Lipsa martensitei pe capetele epruvetei arată că la temperaturi cuprinse între +20 și −196°C nu are loc o transformare spontană a austenitei în martensită la simpla răcire a materialului. În suprafața de rupere, conținutul total de fază feromagnetică a variat foarte mult (de la 0,1 pînă la 30%). Cantitativ, acest conținut s-a făcut simțit în special la temperaturi cuprinse între −50 și −196°C, la temperatura de −196°C înregistrîndu-se un conținut maxim.

Se remarcă faptul că prin încălzirea probelor la 560°C timp de 15 minute trecerea martensitei în austenită nu a fost completă, rămînînd o cantitate de martensită netransformată, cu atît mai mare cu cît inițial a fost mai mare.

Prin încălzirea probelor la 700°C timp de 30 minute, martensita s-a transformat complet în austenită, faza feromagnetică măsurată ulterior fiind reprezentată doar de ferita δ (aceeași, indiferent de suprafața de măsurare și de temperatura de încercare la încovoiere prin șoc).

Microstructurile, efectuate pe epruvetele de reziliență după rupere la diferite temperaturi scăzute și la temperatura camerei, în suprafața de rupere sînt prezentate în figura 7. Din analiza lor, rezultă că structura este formată din austenită maclată, rezultată în timpul deformării la încercarea de încovoiere prin șoc. La temperaturi mai scăzute, martensita are formă de ace așezate în formații dispuse în interiorul grăunților de austenită.

Concluzii

— Din experimentările privind tenacitatea ţevilor efectuate la temperaturi cuprinse între −196°C şi +20°C rezultă că valorile obţinute sînt acoperitoare celor prescrise, ţevile din această marcă de oţel putînd fi folosite pentru a lucra în intervalul de temperatură menţionat.

— Nu se observă tendinţa de fragilizare în intervalul de temperaturi analizat.

— La răcirea de scurtă durată (aproximativ şapte minute — timpul de egalizare a temperaturii în secţiunea epruvetei) nu are loc transformarea austenitei în martensită.

— În cazul efectuării unui lucru mecanic asupra probelor răcite la diferite temperaturi se constată apariţia martensitei chiar la temperaturi de 0°C, cantitatea martensitei crescînd o dată cu scăderea temperaturii.

— Tratamentul termic efectuat la 700°C timp de 30 minute permite transformarea completă a martensitei în austenită.

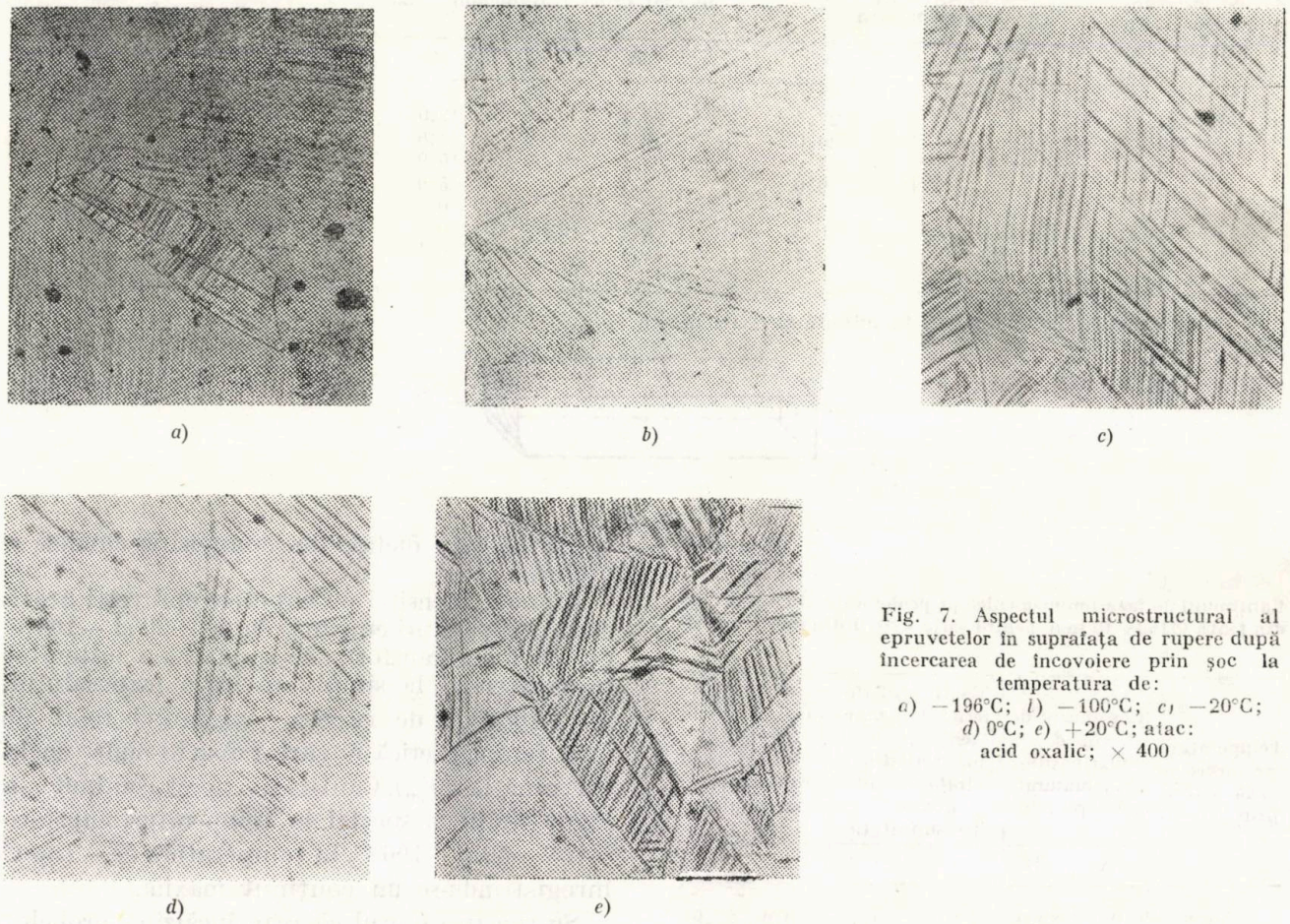


Fig. 7. Aspectul microstructural al epruvetelor în suprafaţa de rupere după încercarea de încovoiere prin şoc la temperatura de:
a) −196°C; *b*) −100°C; *c*) −20°C; *d*) 0°C; *e*) +20°C; atac: acid oxalic; × 400

BIBLIOGRAFIE

[1] Guntner, C. J. şi Reed, R. P. În: Transactions of the ASM, S.U.A., vol. 55, 1962.

[2] Reed, R. P. În: Acta metalurgica, Anglia, vol. 10, 1962.

[3] Shumann, H. În: Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov, U.R.S.S. nr. 3, 1963.

[4] Zezulova, M., Jidnek, M. În: Metallovedenia i termiceskaia obrabotka metallov, U.R.S.S., nr. 11, 1976.

[5] Kozlova, N. A., Lebedev, D. V. În: Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov, U.R.S.S., nr. 12, 1965.

[6] Kelly, P. M., Nutting, J. În: J.I.S.I., Japonia, nr. 3, 1961.

[7] Ohashi, N. Patent 101 451, S.U.A., 5 mai, 1981.

[8] Sakamoto, T., Yamauchi, L. În: Nippon Steel Tehnical Report, Japonia, nr. 28, 1986.

Prof. dr. ing. Maria Petrescu
și dr. ing. Mihaiela Isac
Institutul Politehnic București
ing. I. Radu și ing. L. Mc:an
IAMN
fiz. D. Bojin și ing. Mariana Călin
Institutul Politehnic București

Considerații cu privire la unele aliaje antifricțiune pentru cuzineți

CZ: 621.893

Straturi de suprafață sau intermediare din cuzineți bimetalici sau trimetalici obținute prin electroplacare

S-a observat deja că rezistența la oboseală poate fi îmbunătățită prin micșorarea grosimii stratului de aliaj pentru cuzinet. Din punct de vedere economic, ca și din punct de vedere mecanic, este dificilă obținerea prin turnare a straturilor uniforme ca grosime pentru cuzineții bimetalici.

În acest scop, s-a propus acoperirea metalică prin placare cu un strat subțire de aliaj de tip babbitt pentru cuzineți pe un strat suport. Un strat suport special proiectat permite ca grosimea stratului aliajului pentru cuzineți depus prin placare să fie reglat atît de precis încît să nu mai fie necesară prelucrarea mecanică ulterioară.

Aliajele de staniu depuse prin placare sînt inferioare ca performanță comparativ cu cele din plumb. Aliajele depuse prin placare sînt oarecum diferite ca structură și compoziție față de cele turnate. Aliajul SAE 190 este cel mai frecvent folosit ca strat de acoperire metalică.

Conținutul de staniu al acestui aliaj îi dă o rezistență la uzură mai mare decît cea a plumbului pur; în plus, plumbul trebuie să fie protejat de coroziune; adaosul de cupru îmbunătățește rezistența la oboseală.

Cînd stratul de acoperire SAE 190 este fixat direct pe o suprafață bimetalică de cupru-plumb staniul are tendința de a difuza în interfața de cupru-plumb, formînd un compus intermetalic fragil de cupru-plumb și/sau difuzează în plumb. Aceasta face să scadă rezistența la coroziune a acoperirii dînd naștere la fragilitate la interfața straturilor. Pentru a evita acest neajuns se acoperă suprafața de cupru — plumb cu un strat-barieră continuu, (preferabil din nichel de $\simeq$13 μm grosime), înainte de acoperirea metalică propriu-zisă. În plus, acoperirile metalice îmbunătățesc rezistența la oboseală a stratului intermediar, prevenind eventualele crăpături ale acestui strat.

Acoperirile metalice se realizează în straturi cu grosime de la 0,013 la 0,05 mm la care rezistența la oboseală crește o dată cu scăderea grosimii stratului de acoperire.

Pentru a avea avantaje maxime de pe urma rezistenței sporite la oboseală realizate prin acoperirea cu straturi subțiri, este necesar să se înlăture, pe cît posibil, imperfecțiunile de asamblare (aliniere necorespunzătoare). Componentele mașinii trebuie curățate cu grijă înainte de asamblare, iar asamblarea trebuie să fie realizată în atmosferă curată, folosindu-se lubrifiant filtrat, dacă se dorește ca acoperirea să reziste la un număr cît mai mare de ore de funcționare a cuzinetului. În condiții vitrege de uzare atunci cînd este necesară înlocuirea prematură a stratului de acoperire, nu este neapărat necesar ca acest lucru să pericliteze activitatea cuzinetului deoarece stratul intermediar al cuzinetului va continua să funcționeze satisfăcător (fig. 1, 2, 4) [2], [3].

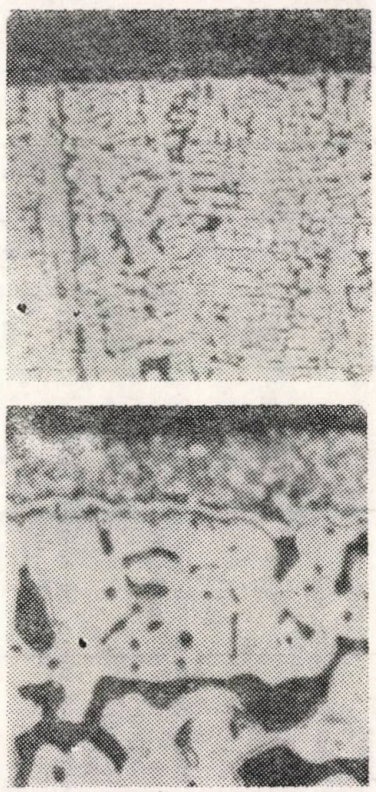


Fig. 1. *a* — Strat de acoperire, electroplacat din aliaj 87 % Pb, 10 %Sn, 3 %Cu (negru) pe stratul intermediar din aliaj de cuzineți 75 % Cu, 25 %Pb (alb), între ele fiind depus nichel (strat alb subțire din detaliu); *b* — strat de acoperire pentru a preveni difuzia staniului din stratul superficial în cel intermediar; suport de oțel (alb); atac $NH_4OH + H_2O$; mărire 100: 1 (*a*) și 500: 1 (*b*)

Aliaje pentru cuzineţii pe bază de cupru *Tabelul 1*

UNS	Specificaţii SAE	Alte specificaţii	SAE (specificaţie veche)	Compoziţia chimică, %					Obţinere	Utilizări
				Cu	Sn	Pb	Zn	Altele		
	bronz									
C 22000	795			90	0,5	—	9,5		benzi	lagăre pentru cuzineţii monobloc
	bronz cu staniu fără plumb									
C90300	C90300		620	88	8	0	4	—	tuburi turnate	cuzineţi monobloc de bronz
C90500	C90500		62	88	10	0	2	—	—"—	cuzineţi monobloc de bronz
C91100				84	16	0	0	—	—"—	cuzineţi monobloc de bronz
C91300				81	19	0	0	—	—"—	cuzineţi monobloc de bronz
	bronz cu staniu cu conţinut scăzut de plumb									
C92200	C92200		622	88,5	6	1,5	4	—	—"—	cuzineţi monobloc de bronz
C92300	C92300		621	87,0	8,5	0,5	4	—	—"—	cuzineţi monobloc de bronz
C92700	C92700		63	87,5	10	2	0,5	—	tuburi turnate	cuzineţi monobloc de bronz
	bronz cu staniu cu conţinut mediu de plumb									
C54400	791			88	4	4	4		benzi	lagăre pentru cuzineţi monobloc sau bimetalici
		F3262		87	4	4	3	2Fe	turnat pe suport din oţel	lagăre pentru cuzineţii bimetalici; straturi intermediare pentru cuzineţii trimetalici
C83600	C83600		40	85	5	5	5	—	tuburi turnate	cuzineţi de bronz monobloc şi suport pentru cuzineţii de bronz
C93200	C93200		660	83	7	7	3	—	tuburi turnate pe suport de oţel	cuzineţi de bronz monobloc strat de suprafaţă pentru cuzineţi bimetalici
C93600	793			85	4	8	3			
C93700	798			88	4	8	—		sinterizare pe suport de oţel	—„—
	C93700		64	80	10	10	—		tuburi turnate	cuzineţi de bronz monobloc şi suport pentu cuzineţii de bronz
	792,777			80	10	10			turnate pe suport de oţel	strat de suprafaţă pentru cuzineţi bimetalici şi strat intermediar pentru cuzineţii trimetalici
	797			80	10	10			sinterizare pe suport de oţel	strat de suprafaţă pentru cuzineţii trimetalici
C93800	bronz cu staniu cu conţinut ridicat de plumb									
	C93800		67	78	6	16			tuburi turnate	cuzineţi de bronz monobloc şi suport pentru cuzineţii de bronz
		AMS 4825		74	10	16			turnare pe suport de oţel	strat de suprafaţă pentru cuzineţii bimetalici
	794			71,5	3,5	23	2		turnare pe suport de oţel	strat de suprafaţă pentru cuzineţii bimetalici
	799			74	3	23			turnare sau sinterizare pe suport de oţel	strat de suprafaţă pentru cuzineţii bimetalici
		AMS 4824		75	1	24			turnare pe suport de oţel	strat intermediar pentru cuzineţii trimetalici
		F.780		74	2,5	23,5			sinterizare pe suport de oţel	strat intermediar pentru cuzineţii trimetalici

	F15/112	72	3	25		turnare pe suport de oţel	strat de suprafaţă pentru cuzineţii bimetalici sau strat intermediar pentru cuzineţii trimetalici
	AMS 4840	70	5	25		tuburi turnate	cuzineţi de bronz monobloc
Aliaje de cupru + plumb							
49		75,5	0,5	24		turnare pe suport de oţel	strat intermediar pentru cuzineţii trimetalici
49		75,5	0,5	24		sinterizare pe suport de oţel	strat intermediar pentru cuzineţii trimetalici
48		70	—	28	1,5Ag	turnare pe suport de oţel	strat intermediar şi strat de suprafaţă pentru cuzineţii bimetalici
482		67	5	28		sinterizare pe oţel şi impregnare cu Pb-Sn	strat de suprafaţă pentru cuzineţii bimetalici
480		65	—	35		turnare pe suport de oţel	strat de suprafaţă pentru cuzineţii bimetalici
480		65	—	35		sinterizare pe suport de oţel	strat de suprafaţă pentru cuzineţii bimetalici
481		55	0,25	40	5Ag	turnare pe suport de oţel	strat de suprafaţă pentru cuzineţii bimetalici
481		60		37	3Ag	turnare pe suport de oţel	strat de suprafaţă pentru cuzineţii bimetalici
484		55	3	42	(a)	sinterizare pe suport de oţel şi infiltrare cu Pb	strat de suprafaţă pentru cuzineţii bimetalici
484		53	2	45		sinterizare pe suport de oţel şi infiltrare cu Pb	strat de suprafaţă pentru cuzineţii bimetalici
485		48	1	51	(d)	sinterizare pe suport de oţel cu infiltrare de Pb	strat de suprafaţă pentru cuzineţii bimetalici
		98	2			sinterizare pe suport de oţel cu infiltrare de Pb	strat de suprafaţă pentru cuzineţii bimetalici
	F610	41	2	48	7Ni 2Sb(a) 12Ni(b	sinterizare pe suport de oţel cu infiltrare de aliaj Pb-Sn-Sb (SAE 16)	straturi de suprafaţă pentru cuzineţii bimetalici şi straturi intermediare pentru cuzineţii trimetalici
		86	2			sinterizare pe suport de oţel cu infiltrare de aliaj Pb-Sn-Sb (SAE 16)	straturi de suprafaţă pentru cuzineţii bimetalici şi straturi intermediare pentru cuzineţii trimetalici
	M100 A	40	1	48	9Ni2 2 Sb(a)	sinterizare pe suport de oţel cu infiltrare de aliaj Pb-Sn-Sb (SAE 16)	straturi de suprafaţă pentru cuzineţii bimetalici şi straturi intermediare pentru cuzineţii trimetalici
		85			15Ni(b)	sinterizare pe suport de oţel cu infiltrare de aliaj Pb-Sn-Sb (SAE 16)	straturi de suprafaţă pentru cuzineţii bimetalici şi straturi intermediare pentru cuzineţii trimetalici

a) Compoziţia aliajului compact după infiltrare;
b) Compoziţia reţelei largi (armăturii) înainte de infiltrare

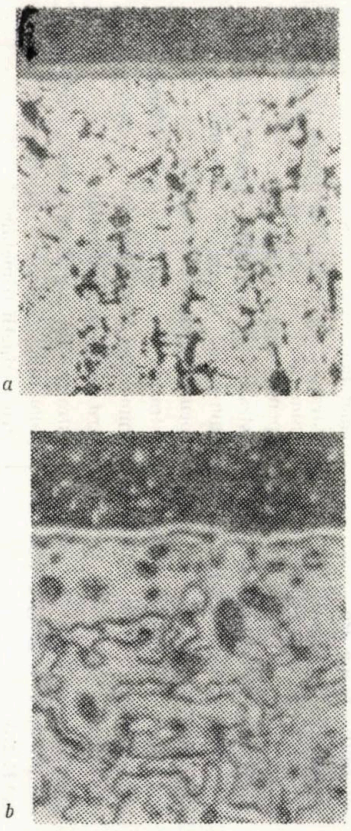


Fig. 2. *a* — Idem cu figura 1, numai că stratul de acoperire este depus pe un aliaj 72% Cu, 25% Pb, 3% Sn cu aspect dendritic; *b* — detaliu cu strat de nichel (alb subțire) la interfața stratului de acoperire (negru) cu stratul intermediar (pentru a preveni difuzia staniului către plumb); atac $NH_4OH + H_2O_2$; mărire 100:1 *(a)*; 500:1 *(b)*

Aliaje antifricțiune pe bază de cupru

Aliajele pentru cuzineți pe bază de cupru cuprind o familie mare de materiale cu o varietate deosebită de proprietăți incluzînd bronzul comercial, aliajele CuPb și bronzurile cu plumb și fără plumb. Se folosesc singure la cuzineții dintr-un singur metal, ca straturi de suprafață pentru cuzineții bimetalici și ca straturi intermediare la cuzineții trimetalici cu suport din oțel (tab. 1, 2, 3).

Cuprul pur este un metal relativ moale. Principalul element cu care se aliază pentru durificare este staniul, cu care formează o soluție solidă. Cu toate acestea, atunci cînd conținutul de staniu este mai mare de 8% se formează un constituent dur (eutectoidul alfa-delta) în aliajele turnate de cupru-staniu. Acest constituent este foarte dur, prezența lui dînd naștere la o creștere considerabilă a rezistenței la uzură.

Plumbul este prezent în toate aliajele turnate cu bază de cupru ca fază distinctă, aproape pură, pentru că solubilitatea lui în stare solidă în matrice este practic egală cu zero.

Plumbul liber din structura din suprafața de rulare a cuzinetului determină scăderea rezistenței la coroziune în anumite condiții de lucru.

Proprietățile antifricțiune ale aliajului pentru cuzinet cu baza de cupru se îmbunătățesc o dată cu creșterea conținutului de plumb deși, în același timp, rezistența scade, deoarece plumbul creează zone de discontinuitate în matricea aliajului de cupru. Printr-un control judicios al conținutului de staniu, al conținutului de plumb și al microstructurii, se poate obține o mare varietate de cuzineți cu utilizări multiple.

Tabelul 1 prezintă compozițiile nominale ale aliajelor pentru cuzineți pe bază de cupru, conform SAE, modul de obținere și aplicațiile tipice.

Bronzul comercial

Aliajele de cupru cu plumb liber au proprietăți de antifricțiune foarte slabe dar o capacitate de încărcare destul de bună. Banda de bronz (SAE 795 cu 10% zinc) poate fi presată ușor sub formă de cuzineți cilindrici și șaibe de presiune. Rezistența crește prin deformarea la rece a acestui material ieftin.

Bronzurile cu staniu fără plumb sînt aliaje cunoscute drept bronzuri cu fosfor pentru că sînt dezoxidate cu fosfor. Se folosesc în special în formă turnată cu aplicații specifice sau ca tuburi din care se fac cuzineți monobloc. Au o duritate foarte bună și o rezistență la uzură la fel de bună, ambele proprietăți cresc o dată cu creșterea conținutului de staniu dar proprietățile de suprafață sînt slabe. Se folosesc la piesele podurilor mobile și la lagărele de contact cu oțeluri de înaltă rezistență.

Bronzurile cu staniu și cu un conținut scăzut de plumb

Prelucrabilitatea scăzută a bronzurilor cu staniu poate fi îmbunătățită prin adăugarea unor cantități mici de plumb.

Deși aceste adaosuri nu îmbunătățesc în mod semnificativ proprietățile de suprafață (onctuozitatea), totuși, utilizările acestor aliaje sînt aceleași cu cele ale bronzurilor cu staniu, fără plumb.

Bronzurile cu staniu și cu un conținut mediu de plumb

Singurul material care poate fi deformat sub formă de benzi din această grupă este aliajul SAE 791. El se presează în formă de lagăr monobloc și șaibe de presiune și se folosește sub formă turnată ca suporți pentru cuzineții bimetalici. Aliajele SAE 792 și 797 care au un conținut ridicat de staniu și mai mare de plumb, se utilizează în stare turnată sau sinterizată pe suport de oțel și se folosesc pentru condiții grele de lucru (sarcini mari, bolțuri de piston).

Bronzurile cu staniu şi cu un conţinut ridicat de plumb

Aceste aliaje posedă cantităţi medii sau mari de staniu şi un conţinut relativ mare de plumb pentru a îmbunătăţi proprietăţile de antifricţiune. Materialele SAE 794 şi 799 se folosesc pe scară largă drept cuzineţi care preiau sarcini în mişcare de rotaţie şi au aceeaşi matrice ca SAE 793 şi 798 dar de trei ori mai mult plumb liber. Ambele tipuri de aliaje sînt utilizate în general în stare turnată sau sinterizată pe suporturi de oţel şi se folosesc la viteze mari de lucru sub sarcini mai scăzute decît aliajele SAE 793 şi 798. Aliajul 3Sn25Pb turnat pe suport de oţel realizează o matrice de bronz mult mai rezistentă decît aliajul obişnuit de cupru-plumb 75—25 şi se foloseşte cu strat de acoperire şi cu strat intermediar pentru cuzineţii trimetalici care lucrează sub sarcini mari (cuzineţii de la bara de direcţie principală a camioanelor Diesel). Această construcţie are cea mai mare capacitate de încărcare existentă în momentul de faţă la cuzineţii din aliajele de cupru trimetalice.

Aliaje antifricţiune cupru-plumb

Aceste aliaje se folosesc în mod extensiv în aviaţie, automobile etc. Ele sînt de obicei turnate sau sinterizate pe benzi suport din oţel. Aliajele de cupru-plumb turnate continuu pe o bandă de oţel constau din dendrite de cupru perpendiculare şi ancorate bine pe suportul de oţel, cu Pb interdendritic.

Aliajele sinterizate de cupru-plumb cu compoziţie similară sînt compuse din mai multe cristale de cupru aşezate echidistant cu plumb dispus intergranular.

Aliajele cu un conţinut de plumb ridicat (de la 28 pînă la 40% Pb) pot fi utilizate ca atare pe suport de oţel pentru cuzineţii de automobile cu încărcătură medie. Conţinutul de staniu din aceste aliaje este impus la o valoare mică pentru a menţine o matrice din cupru moale care, în prezenţa unui conţinut ridicat de plumb, determină îmbunătăţirea proprietăţilor de antifricţiune/antiuzură.

Cuzineţii bimetalici din cupru-plumb se folosesc mai puţin acum pentru că plumbul liber prezent ca plumb aproape pur, nealiat, în toate aliajele de cupru turnate este susceptibil la atacul agenţilor corosivi care pot apărea în cazul folosirii îndelungate a uleiurilor ca lubrifianţi. Prin urmare, multe din aliajele de cupru-plumb cu conţinut de plumb de aproape 25% se folosesc ca baze pentru acoperiri metalice la cuzineţii trimetalici, pentru motoarele automobilelor şi ale motoarelor Diesel.

Alte aliaje incluse în această grupă sînt materialele SAE 482, 484 şi 485 sinterizate special şi infiltrate sau impregnate prin tehnologii de obţinere specifice metalurgiei pulberilor. Ultimele două specificaţii din tabelul 1 sînt constituite dintr-o armătură cupru-nichel-staniu sau nichel-cupru, care este sinterizat pe un suport de oţel, apoi infiltrat cu Pb-Sn-Sb

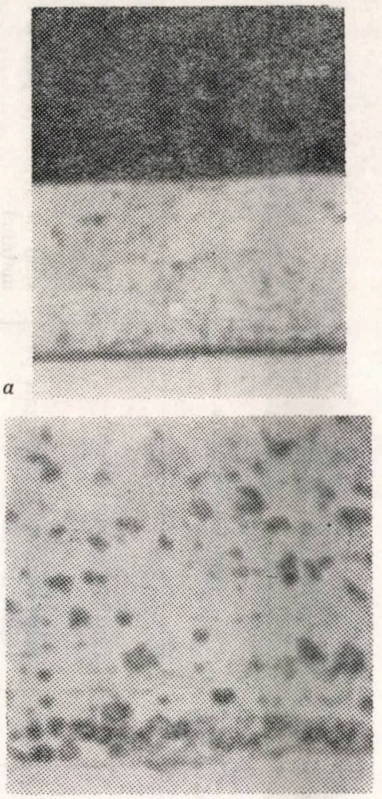


Fig. 3. *a* — Bandă de aliaj 89,5% Al, 5% Pb, 4% Si, 1% Cd, 0,4% Sn îmbinată prin laminare la cald cu bandă suport de oţel; *b*— detaliu din aliajul de aluminiu, şiruri de particule de Pb negru, particule echiaxe de Si (cenuşii) în matrice de soluţie solidă pe bază de Al; atac HF 0,5%; mărire 100: 1 (*a*) şi 500: 1 (*b*)

(SAE 16) pentru a face cuzineţi cu armătură bimetalică. Ca o alternativă, aliajul cu bază de plumb poate fi turnat în aşa fel încît să acopere complet armătura.

Aliajul în exces pentru cuzinet poate fi înlăturat prin prelucrare mecanică, lăsînd un strat foarte subţire care să acopere armătura, obţinîndu-se astfel un cuzinet trimetalic pentru sarcini medii.

Aliaje de aluminiu

Folosirea cu succes a aliajelor de aluminiu în comerţ s-a făcut încă din anul 1940, atunci cînd aliajele turnate din aluminiu cu un conţinut scăzut de staniu au fost introduse pentru a înlocui lagărele (cuzineţii) monobloc din bronz pentru maşinile grele. Producerea materialelor pentru cuzineţi în benzi laminate pe bandă suport de oţel a avut succes prin anii '50, determinînd dezvoltarea sistemelor practice bimetalice şi trimetalice (pentru cuzineţi care folosesc aliaje de aluminiu în locul aliajelor babbitt sau al aliajelor de cupru) (fig. 3).

Compoziţiile tipice şi utilizările aliajelor pe bază de aluminiu

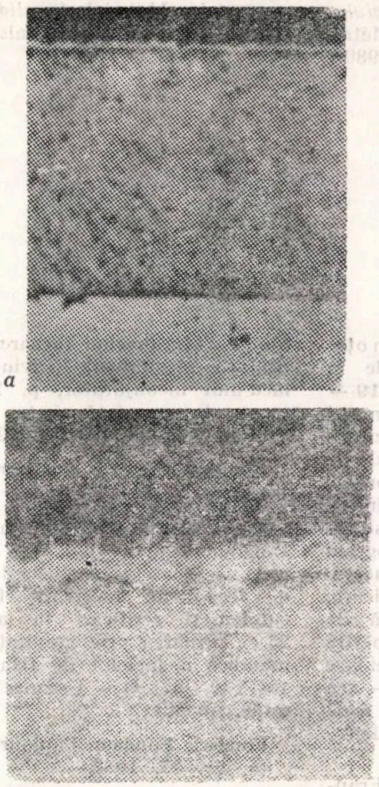
Numărul aliajului	Specificaţiile			Compoziţia chimică, %								Modul de obţinere	Utilizări
	SAE	AA	Alte specificaţii	Al	Si	Cu	Ni	Mg	Sn	Cd	Alte elemente		
	Aliaje de aluminiu cu conţinut ridicat de staniu												
1	783	8081	—	79	—	1			20			benzi pe suport de oţel	strat de suprafaţă pentru cuzineţi bimetalici
	Aliaje de aluminiu cu conţinut ridicat de plumb												
2			F66	85	4	1			1,5		8,5Pb	benzi laminate şi sinterizate pe suport de oţel	strat de suprafaţă pentru cuzineţi bimetalici
3			Al-6	88	4	0,5		0,5	1		6Pb	benzi pe suport de oţel	strat de suprafaţă pentru cuzineţi bimetalici
	Aliaje de aluminiu cu conţinut scăzut de staniu												
4	770	850,0		91,5	0,7	1	1		6,5			tuburi turnate	cuzineţi de Al monobloc pe suport de Al
5		A850,0		89,5	2,5	1	0,5		6,5			tuburi turnate	cuzineţi de Al monobloc pe suport de.Al
6		B850,0		89,5		2	1,2	0,8	6,5			tuburi turnate	cuzineţi de Al monobloc pe suport de Al
7			MB-7	89	0,7	1	1,7	1	7			tuburi turnate	cuzineţi de Al monobloc pe suport de Al
8	780	828,0		90,5	1,5	1	0,5		6,5			benzi şi table pe suport de oţel	cuzineţi de Al monobloc pe suport de Al
9			A309	91	1	2			6			benzi pe suport de oţel	straturi intermediare pentru cuzineţi trimetalici
	Aliaje de aluminiu cu Sn liber												
10	781	4002		95	4	0,1		0,1		1		benzi pe suport de oţel	straturi pe suprafaţă pentru cuzineţi bimetalici; straturi intermediare pentru cuzineţii trimetalici
11	782			95		1	1		3			benzi pe suport de oţel	straturi intermediare pentru cuzineţii intermetalici
12			A250			1	1		3		1,5Mn	benzi pe suport de oţel	straturi intermediare pentru cuzineţii intermetalici
13			A878	88	11	1						benzi pe suport de oţel	straturi intermediare pentru cuzineţii intermetalici
14		4002	F-154	95	4	0,1		0,1	1			benzi pe suport de oţel	stratur intermediare pentru cuzineţii intermetalici

Tabelul 3

Proprietăţile mecanice ale aliajelor pe bază de aluminiu

Tipul aliajului	Rezistenţa la rupere, N/mm²	Limita de curgere, N/mm²	Duritatea, *HB*
Benzi de aluminiu cu conţinut ridicat de Sn	114	41	30
Benzi de aluminiu cu conţinut ridicat de Pb	117	62	32
Benzi de aluminiu cu conţinut scăzut de Sn	117—138	48—124	32—40
Benzi de aluminiu cu staniu liber	124—207	62—138	38—48
Aluminiu cu conţinut scăzut de Sn turnat	159—234	117—172	54—74

HB cu sarcina de 500 kg şi bilă cu diametrul de 10 mm



a

b

Fig. 4. *a* — Strat electroplacat din aliaj 87% Pb, 10% Sn, 2% Cu, strat alb electroplacat de cupru, strat de aliaj 95% Al, 4% Si, 1% Cd laminat pe suport de oţel; *b* — detaliu din stratul de cupru (alb subţire) între stratul de suprafaţă şi stratul de aliaj de lagăr 95% Al, 4% Si, 1% Cd; atac HF 0,5%; mărire 100: 1 (*a*), 1 000: 1 (*b*)

Aluminiul utilizat în sistemele monobloc, bimetalice şi trimetalice poate fi folosit pentru cuzineţii cu aceeaşi capacitate de încărcare ca şi aliajele pentru cuzineţii tip babbitt, aliajele cupru-plumb şi bronzurile cu staniu şi cupru cu conţinut ridicat de plumb. Mai mult decît atît, rezistenţa deosebită la coroziune a aluminiului a devenit un factor din ce în ce mai important în ultimii ani, ducînd la folosirea pe scară largă a aliajelor de aluminiu la cuzineţii pentru automobile preferabile aliajelor cupru-plumb şi bronzurilor cu plumb.

Destinaţia şi compoziţia aliajelor de aluminiu

Destinaţia aliajelor pentru cuzineţii cu bază de aluminiu folosite astăzi în S.U.A. este dată în tabelul 2, iar proprietăţile lor mecanice sînt prezentate în tabelul 3.

În aceste aliaje, adaosurile de siliciu, cupru, nichel, magneziu şi mangan determină durificarea prin mecanismul alierii soluţiei solide şi prin mecanisme de durificare prin precipitare.

Rezistenţa la oboseală şi proprietăţile de conformabilitate şi capacitate de încastrare sînt şi ele controlate de aceste elemente. Siliciul alături de Sn, Cd şi Pb are influenţă asupra compatibilităţii cu aluminiul avînd în plus şi un efect moderat de durificare. Deşi nu este încă bine înţeles din punct de vedere teoretic, acest mecanism de îmbunătăţire a compatibilităţii este deosebit de practic fiind folosit efectiv la aliajele cu mult plumb şi cu staniu liber.

Caracteristici de microstructură

Aliajele turnate cu conţinut scăzut de staniu (aliajele 4, 5, 6, 7, tab. 2) prezintă microstructuri similare care constau din grăunţi echiaxi de aluminiu cu $NiAl_3$, siliciu liber (dacă există) şi staniu liber precipitat la limita de grăunte.

Staniul formează o reţea aproape continuă în jurul fiecărui grăunte din aluminiu. Cuprul şi magneziul sînt parţial sau complet în soluţie solidă în aluminiu; nu se văd la microscop. Microstructurile aliajelor cu conţinut scăzut şi ridicat de staniu deformabile (tab. 2 şi 3) după laminare au microstructura alcătuită din grăunţi de aluminiu recristalizat cu fazele insolubile ($NiAl_3$ şi siliciu) redistribuite uniform. Reţeaua iniţială de staniu liber de la limitele grăunţilor de aluminiu are o configuraţie cu totul nouă, staniul apărînd sub formă de separări alungite discontinue.

Această structură caracteristică, adeseori denumită reticulară, are ca rezultat o ductibilitate mult mai mare decît cea a aliajelor turnate. Aceasta are o importanţă practică deosebită în special în aliajele cu mult staniu liber (alia-

jele deformabile cu staniu) (aliajele de la 10 la 14, tab. 2 au microstructuri foarte simple, fiecare constînd din matricea recristalizată de aluminiu cu o dispersie fină și uniformă de siliciu liber sau de particule de $NiAl_3$). Cadmiul (dacă este prezent) este greu de determinat la microscop, cuprul și magneziul (dacă sînt prezente) sînt în soluție solidă și nu pot fi observate la microscop.

Aliajele de plumb-aluminiu (aliajele 2 și 3, tab. 2) prezintă aproape aceleași caracteristici microstructurale ca și aliajele fără staniu, avînd în plus constituentul Pb—Sn în șiruri alungite în direcția laminării. În timpul recristalizării, acest constituent nu se distribuie în insule ca staniul liber, păstrîndu-și morfologia (în benzi, în șiruri). Îmbunătățirea de compatibilitate la suprafață este datorată probabil orientării favorabile a benzilor de Pb—Sn față de suprafața cuzinetului.

BIBLIOGRAFIE

[1] Petrescu, Maria, Petrescu, N. și Isac Mihaiela: *Proprietăți și criterii de alegere a aliajelor de antifricțiune pentru cuzineți.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 4, 1986, p. 174—196.

[2] * * * *Metallography, structure and phase diagrams.* ASM, Metals Handbook, 8th Edition, vol. 8, Metals Park, Ohio, 44073/1973.

[3] * * * *Properties and selection stainless steel, tool materials and special purpose metals; Materials for sliding bearing.* ASM, Metals Handbook, 9th, Edition, Metals Park, Ohio, 44073/1980.

REVISTA REVISTELOR

Revue de Métallurgie — C.I.T., Franța, nr. 3, 1988

Comportarea materialelor refractare din oala de tratament; rolul lor în asigurarea calității oțelului, p. 219 — Unele defecte în/sau pe produsele laminate obținute prin turnarea continuă, p. 231 — Influența răcirii secundare asupra calității blumurilor turnate continuu, p. 237 — Turnarea continuă orizontală la uzina de la Ondaine. Primele rezultate obținute, p. 245 — Reducerea ponderii flamării bramelor obținute la societatea Usinor-Aciers-Dunkerque pentru laminarea tablelor destinate fabricării țevilor, p. 255 — Metode de încercare a coroziunii tablei, p. 263 — Aspectele metalurgice și mecanice ale tenacității zonelor afectate de căldură, p. 267.

Revue de Métallurgie — C.I.T., Franța, nr. 8—9, 1988

Noi tendințe în caracterizarea consului de furnal, p. 651— Metodă de prelungire a duratei de funcționare a furnalelor, p. 661— Turnarea continuă orizontală la Kapfenberg. Rezultate, p. 673 — Semifabricate din oțel obținute prin pulverizare, p. 681 — Producerea de bandă prin procedeul CSP, p. 687 — Linia de decapare și laminare de la uzina Sainte-Agathe a Societății Sollac. Influența calității rulourilor la cald, p. 697 — Oțeluri cu conținut scăzut de carbon pentru trefilarea foarte fină, p. 711 — O nouă concepție metalurgică asupra oțelurilor rezistente la abraziune, p. 719.

Iron and Steel Engineer, S.U.A, nr. 7, 1988

Societatea J. & L. Speciality Products Corp. — un mare producător de table subțiri, benzi și table groase din oțeluri inoxidabile și uzinele acesteia de la Midland, Louisville și Detroit, p. 19 — Sistem de tratare a apei de la laminorul pentru țevi fără sudură din uzinele Fairfield U.S.S., p. 26 — Efectul de cascadă al dispozitivelor de control al bombamentului și al formei cilindrilor de la laminoarele tandem ale societății Armco Inc., p. 29 — Program automatizat de îmbunătățire a amestecului de cărbune utilizat la cocsificare, p. 39 — Sistem cu buclă închisă de control al greutății stratului de acoperire la linia de galvanizare cu imersare adîncă, p. 44 — Module cu fibră — cea mai modernă metodă de izolare a conductelor din cuptoarele de reîncălzire, p. 48.

Fonderie Fondeur d'aujourd'hui, Franța, nr. 73, 1988

Polizare robotizată, p. 11 — Standardizare internațională, p. 15 — Turnarea în cochilă prin depresurizare, p. 17 — Preîncălzirea oalelor în turnătoria de fontă, p. 21.

Fonderie Fondeur d'aujourd'hui, Franța, nr. 74, 1988

Filtrarea în formă a aliajelor neferoase: aplicarea la aliajele ușoare și la bronzurile cu aluminiu, p. 14 — Dezvoltarea metalurgiei secundare în siderurgie: Consecințele posibile asupra turnării oțelului, p. 24 — Studii fractografice asupra fontelor cu grafit nodular tratate prin călire în timp, p. 39 — Două cazuri de contaminare, cu bismut și cu plumb, a fontelor cu grafit nodular, p. 49 — Turnarea ramelor de turnare deformabile, p. 52.

Fonderie Fondeur d'aujourd'hui, Franța, nr. 75, 1988

Turnarea sub presiune scăzută, p. 11 — Miezuirea în cutii calde, p. 19 — Studii CTIF privind turnarea, metodele utilizate și măsurile privind protecția mediului înconjurător, p. 23 — Tratamente de suprafață pentru formele de turnare sub presiune, p. 29.

Fonderie Fondeur d'aujourd'hui, Franța, nr. 76, 1988

Precizia de cîntărire la cubilouri. Program pentru controlul încărcăturii, p. 11 — Scoaterea de siliciu din brichetele de ferosiliciu, încercări efectuate în cubilou și verificări în laborator, p. 23 — Turnarea prin gravitație în formă metalică a inelelor de fixare din A-S 10GY30, p. 41 — Uscarea cu microunde, p. 43.

Fonderie Fondeur d'aujourd'hui, Franța, nr. 77, 1988

Reducerea consumului energetic la topirea în cubilou, p. 12 — Noi cuptoare pentru îmbunătățirea topirii, p. 18.

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 8, 1988

Posibilități de utilizare a calculatoarelor în instalațiile mecanizate de formare, p. 237 — Posibilități de utilizare a computerelor de personal pentru probleme de planificare și control al producției, p. 239 — Utilizarea computerelor de centrale pentru organizarea întreținerii în turnătorii, p. 241 — Utilizarea calculatoarelor pentru personal și cuplarea acestora cu ESER, pentru procesul de pregătire a producției din turnătoriile combinatului VEB SKET, p. 244 — Probleme și propuneri de soluții pentru proiectarea asistată de calculator a turnătoriilor, p. 246 — Probleme și obiective ale analizelor statistice de proces, p. 247 — Presare prin vibrații — un procedeu pentru compresiunea materialelor de formare. Partea a 2-a: încercări tehnologice, p. 251 — Recuperarea căldurii prin răcirea stratului fluidizat, p. 255.

Dr. ing. Gh. Pârvu ICEM
ing. T. Niță C.O.S. Tîrgoviște
ing. V. Miron și ing. C. Winckelbauer
ICEM

Tendințe noi în fabricația benzilor din oțel silicios cu grăunți orientați (II)

CZ: 621.785: 669.14.018.583

Parametrii tehnologici de laminare la cald aplicați în practica industrială

Fabricația benzilor din oțel silicios cu grăunți orientați de calitate convențională

Parametrii tehnologici de încălzire și laminare la cald nu s-au modificat la această variantă tehnologică față de tehnologia clasică, fiind dirijați de procesele de dizolvare și precipitare a inhibitorului MnS. Punctele principale de control tehnologic sînt temperatura de încălzire a sleburilor 1 350—1 400°C și temperatura de intrare a benzii în trenul finisor: minimum 1 150°C. Pentru uniformizarea temperaturii pe lungimea și în secțiunea semilaminatului la intrarea în trenul finisor, unii producători au introdus ecrane antiradiante sau cuptoare pe calea cu role între degrosisor și finisor.

Rezultatele cercetărilor mai recente, referitoare la posibilitățile de intensificare a texturii Goss în banda laminată la cald prin scăderea temperaturii de laminare, vin în contradicție cu practica tehnologică clasică necunoscîndu-se modul de aplicare industrială a acestor cercetări.

Se pot aplica însă industrial rezultatele privind începerea răcirii benzii imediat după laminare sau chiar din caja de laminare.

Fabricația benzilor din oțel silicios cu grăunți orientați tip HIB în varianta MnS + AlN

Deși încălzirea sleburilor pentru laminare și laminarea propriu-zisă a benzii la cald nu diferă principial de tehnologia convențională, totuși, regimul termic de încălzire și laminare trebuie realizat în limite mai strînse în domeniul temperaturilor maxime din tehnologia convențională, ceea ce face ca această tehnologie să fie foarte greu de realizat pe cuptoare fără controlul riguros al temperaturii sau pe laminoare lungi cu pierderi mari de căldură între caje.

Temperatura de încălzire a sleburilor pentru laminare trebuie păstrată în jurul valorii de 1 400°C din cauza conținuturilor ridicate de mangan și sulf, iar temperatura de sfîrșit de laminare trebuie să fie de 950—1 000°C pentru ca laminarea să se termine înainte ca procentul de 30—40% austenită din structură să se transforme în ferită.

Temperatura benzii la intrarea în trenul finisor trebuie să fie mai mare de 1 150°C întrucît sub această temperatură începe precipitarea sulfurii de mangan.

Grosimea benzii laminate la cald este de 2—2,5 mm.

Tratamentul de normalizare a benzii laminate la cald

Tehnologia convențională

Tratamentul de normalizare a benzii laminate la cald are rolul de uniformizare a proprietăților benzii, de control al distribuției carburilor în structură, completare a precipitării sulfurii de mangan, fiind considerat un tratament de „recondiționare" a structurii benzii laminate la cald.

Tratamentul de normalizare efectuat la temperaturi sub 950°C nu are un efect sensibil asupra proprietăților magnetice finale [1], [2], rezultate similare putîndu-se obține prin răcirea rapidă a benzii direct din căldura de laminare. Cele mai bune rezultate se obțin prin efectuarea tratamentului de normalizare la temperaturi cuprinse între 950 și 1 000°C [1], [2].

Graficele din figurile 1 și 2 prezintă influența temperaturii de normalizare asupra stabilizării

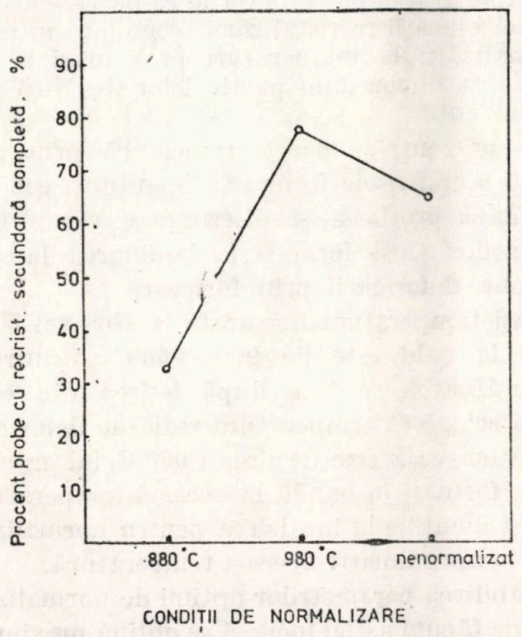


Fig. 1. Influența temperaturii de normalizare asupra desfășurării recristalizării secundare [2]

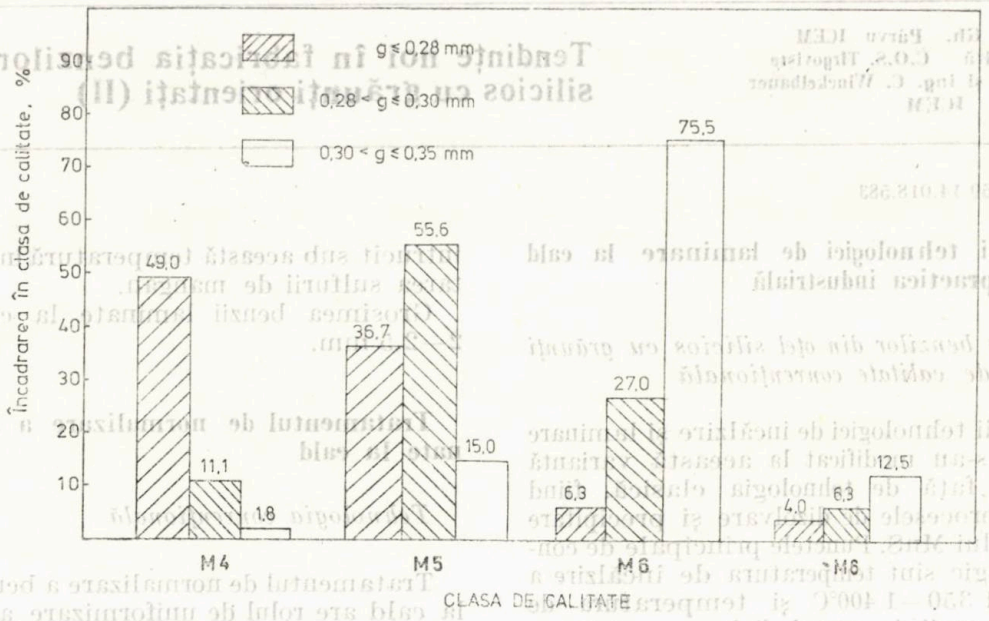


Fig. 2. Influența temperaturii de normalizare asupra încadrării benzii pe calități magnetice [2]

recristalizării secundare și asupra încadrării benzii în pierderile și inducția magnetică. Se remarcă faptul că normalizarea la temperaturi prea scăzute (880°C) poate avea ca efect obținerea unor rezultate mai scăzute decît pe banda fără normalizare.

Depășirea temperaturii de normalizare de 1 000°C în cazul oțelului cu carbon scăzut (minimum 0,03%) duce la recristalizarea completă a structurii benzii laminate la cald cu formare de grăunți echiacși în toată grosimea benzii, care, în final, nu mai recristalizează secundar, produsul fiind compromis [1]—[4].

Explicația dată în lucrările respective asupra cauzei blocării recristalizării secundare în cazul normalizării la temperaturi prea mari a fost creșterea dimensiunii particulelor de MnS prin ecalescență.

În prezent, se poate aprecia că principala cauză o constituie formarea de grăunți echiacși în toată grosimea și distrugerea completă a grăunților Goss formați la laminarea la cald, în zona deformării prin forfecare.

Deși temperatura măsurată la sfîrșitul laminării la cald este de 900—950°C și întrucît măsurătoarea se face după ieșirea din cajă, se apreciază că temperatura reală de deformare la ultima cajă este de circa 1 000°C, iar grăunții Goss, formați în bandă la această temperatură, se pot menține la încălzirea pentru normalizare pînă la aproximativ aceeași temperatură.

Stabilirea parametrilor optimi de normalizare trebuie făcută astfel încît să se obțină maximum de efect asupra definitivării precipitării MnS prin creșterea temperaturii, fără însă să se ajungă la recristalizarea completă a zonei de grăunți Goss din banda laminată la cald.

Tehnologia de normalizare a benzilor HIB

Tratamentul de normalizare a benzii este o fază tehnologică deosebit de importantă în fabricația benzilor HIB, după varianta sulfonitridică. În această etapă tehnologică se realizează precipitarea fină a nitrurii de aluminiu care constituie inhibitorul suplimentar pentru dirijarea creșterii orientate a grăunților.

Temperatura de încălzire pentru normalizare se alege la 1 100—1 150°C atunci cînd în structură se formează procentul maxim de austenită (40%), azotul avînd astfel solubilitatea maximă.

Timpul de menținere a benzii la temperatura de normalizare este de maximum un minut pentru a se evita creșterea exagerată a granulației și fragilizarea benzii.

Răcirea benzii între 1 150 și 900°C se face cu 1—2° C/s pentru a permite precipitarea nitrurii de aluminiu [5], [6].

Răcirea între 900 și 150°C se execută prin călire în apă caldă pentru a se obține o precipitare fină a carbonului; răcirea sub 150°C se continuă lent pentru a se evita fragilizarea benzii. În figura 3 se prezintă rezultatele unor experimentări privind alegerea temperaturilor optime de încălzire pentru normalizare și de începere a răcirii în apă.

Realizarea acestui regim termic de normalizare este foarte dificilă în condiții industriale și necesită existența unui cuptor de normalizare proiectat special pentru temperaturi ridicate de încălzire și cu răcire dirijată.

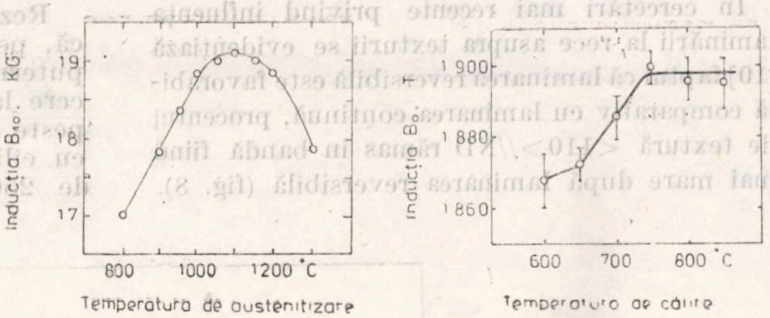


Fig. 3. Influența temperaturii de austenitizare și de călire a benzilor laminate la cald asupra valorilor inducției magnetice

Laminarea la rece. Gradul critic de deformare

Tehnologia convențională

În ultimii 20 de ani au fost efectuate relativ puține cercetări asupra influenței gradului de reducere la laminarea la rece asupra nivelului de proprietăți care se pot obține prin tehnologia convențională de fabricație a benzilor din oțel silicios cu grăunți orientați. În prezent, sînt unanim acceptate valoarea optimă de aproximativ 60% a gradului de reducere la laminarea a doua la rece și scăderea cu cîteva procente a gradului optim de reducere pentru grosimi mici de bandă (fig. 4) [7].

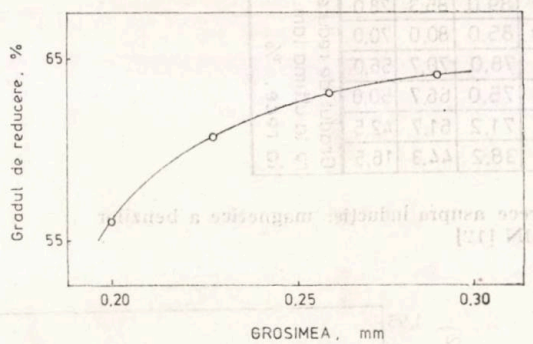


Fig. 4. Variația gradului optim de reducere la laminarea a doua în funcție de grosimea finală [7]

Totodată este evidențiată influența conținutului de mangan din oțel asupra gradului critic de reducere la laminarea a doua, și anume scăderea acestuia o dată cu creșterea conținutului de mangan (tab. 1).

Din cele prezentate în tabel rezultă că gradul de reducere optim cel mai larg utilizat la laminarea a doua la rece este de aproximativ 57%.

Tehnologia de fabricație a benzilor HIB

Toate procedeele de fabricație a benzilor din oțel silicios cu grăunți orientați, HIB, indică creșterea gradului de reducere la ultima laminare la rece de la 50—60% la 80—90%, conform graficului din figura 5. Rezultă de fapt că benzile cu grăunți orientați tip HIB pot fi fabricate cu o singură laminare la rece, important fiind ca gradul de reducere să fie peste 80%. Kawasaky Steel Co. [8] arată că, în cazul

Tabelul 1

Influența conținutului de mangan asupra gradului optim de reducere la laminarea a doua la rece

Grosime finală, mm	Mn, %	Grosime intermediară, mm	%
0,346	0,045	0,83	57
0,346	0,08	0,68	48
0,294	0,04	0,75	60
0,294	0,075	0,60	50
0,264	0,04	0,70	61
0,264	0,075	0,55	51

Valori optime recomandate pentru gradul de reducere la laminarea a doua

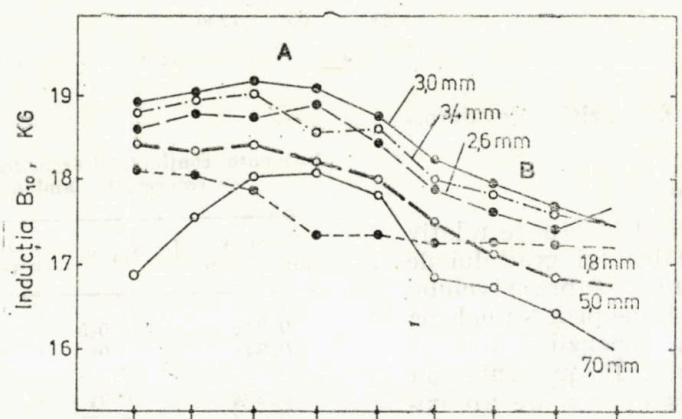
Sursa de informație	Grosime intermediară/ grosime finală, mm/mm	Gradul de reducere, %
Allegheny-Ludlum (S.U.A.)	0,61/0,27	55
	0,71/0,30	57
	0,79/0,335	57
	0,81/0,345	57
Stahl und Eisen (R.F.G.)	0,74/0,27	63,5
	0,845/0,30	64,5
Novo-Lipeţk (U.R.S.S.)	0,70/0,39	57,1
Thyssen Grillo-Funke (R.F.G.)	0,70/0,30	57,1
U.S.S. (S.U.A.)	0,53/0,27	50
	0,61/0,30	50
	0,63/0,35	46

folosirii ca inhibitor a elementelor Sb + S (Se), gradul de reducere optim la ultima laminare la rece este mai scăzut (60—80%) (fig. 6).

În unele brevete, Nippon Steel Co. [9] arată că nu se pot obține proprietăți pe benzile HIB decît dacă ultima laminare la rece se face cu cilindri de lucru care au diametrul mai mic de 250 mm. Graficul din figura 7 prezintă influența diametrului cilindrilor de lucru la ultima laminare la rece asupra valorilor proprietăților magnetice.

În cercetări mai recente privind influența laminării la rece asupra texturii se evidențiază [10] faptul că laminarea reversibilă este favorabilă comparativ cu laminarea continuă, procentul de textură <110>//ND rămas în bandă fiind mai mare după laminarea reversibilă (fig. 8).

Rezultă din cele prezentate în acest capitol că, pentru obținerea benzilor HIB cu textură puternic orientată (110) [100]), gradul de reducere la ultima laminare la rece trebuie să fie peste 80% (optim 85%), laminarea să se facă cu cilindri de lucru având diametrul mai mic de 250 mm (laminarea să fie reversibilă).



Grosimea benzii lam. la cald, mm	0	10	20	30	40	50	60	70	80	Gradul de reducere la ultima lam. la rece, %
7,0	95,6	95,1	94,3	93,7	92,7	91,2	89,0	85,3	78,0	
5,0	94,0	93,3	92,5	91,4	90,0	88,0	85,0	80,0	70,0	
3,4	91,2	90,2	89,0	87,4	85,3	82,4	78,0	70,7	56,0	
3,0	90,0	88,9	87,5	85,7	83,3	80,0	75,0	66,7	50,0	
2,6	88,5	87,2	85,6	83,6	80,3	77,0	71,2	61,7	42,5	
1,8	83,3	81,4	79,1	76,1	72,2	66,4	38,2	44,3	16,5	

Fig. 5. Influența gradului de reducere la laminarea la rece asupra inducției magnetice a benzilor HIB cu inhibitor AlN [1]

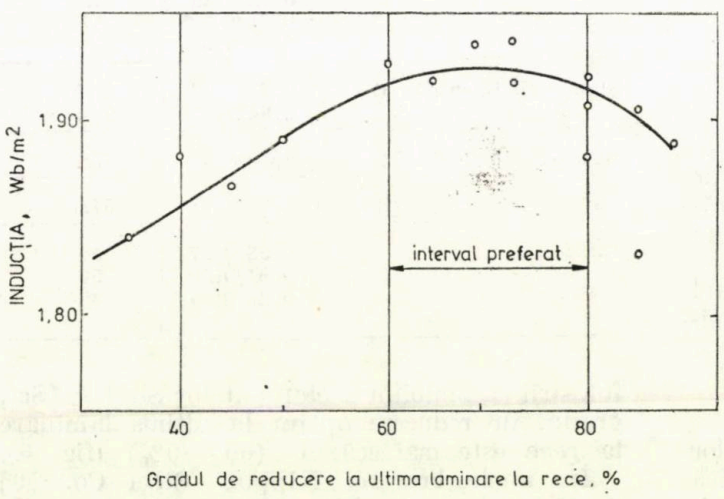


Fig. 6. Influența gradului de reducere la ultima laminare la rece asupra inducției benzilor HIB cu inhibitor Sb + Se(S) [8]

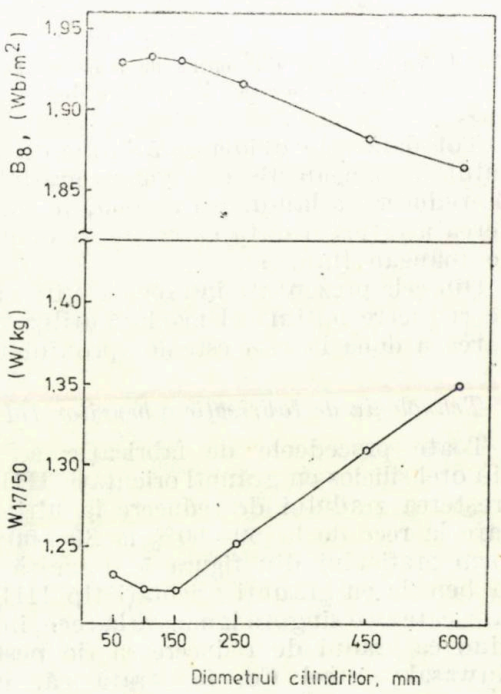


Fig. 7. Influența diametrului cilindrilor de lucru la laminarea la rece asupra proprietăților benzilor cu grăunți orientați tip HIB [9]

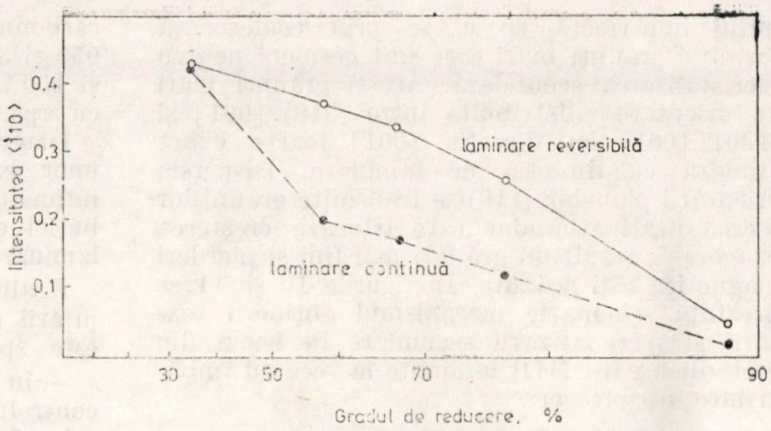


Fig. 8. Influenţa gradului de reducere şi a sensului de laminare la rece asupra intensităţii texturii (110) || ND rămasă în bandă după această etapă [10]

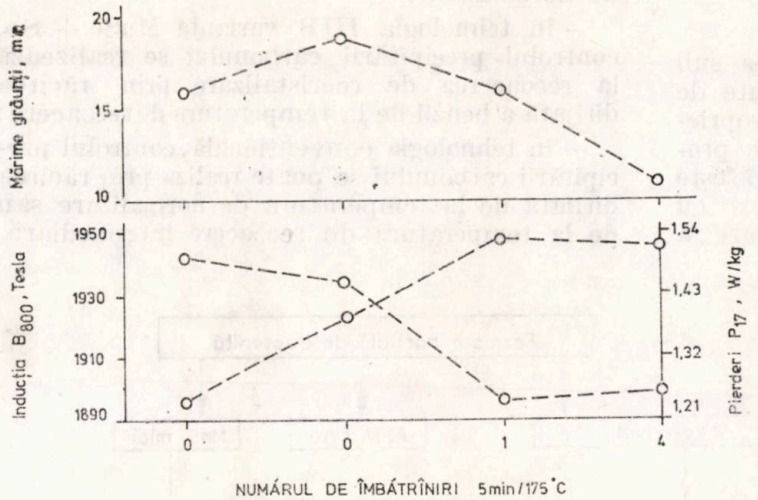


Fig. 9. Influenţa tratamentului de îmbătrînire între trecerile de laminare la rece asupra proprietăţilor magnetice şi granulaţiei benzii cu grăunţi orientaţi tip HIB [10]

Îmbătrînirea între trecerile de laminare la rece

Cercetătorii de la Nippon Steel au descoperit că prin aplicarea unui tratament de îmbătrînire a benzii între trecerile de laminare la rece se obţine o finisare a granulaţiei finale şi o scădere corespunzătoare a pierderilor magnetice.

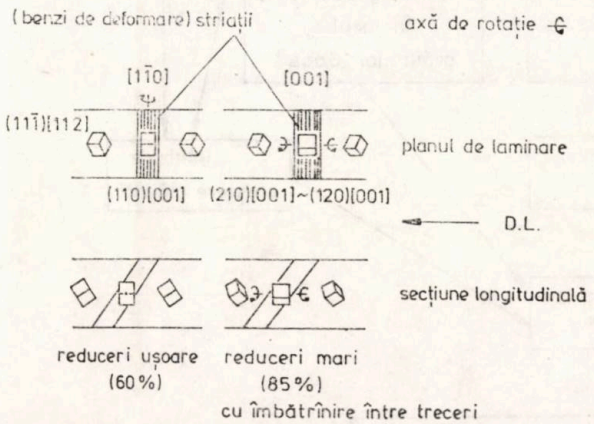


Fig. 10. Modelul schematic al influenţei benzilor de deformare apărute la laminarea cu îmbătrînire între treceri asupra orientării cristalelor de laminare [10]

Tratamentul constă în încălzirea benzii la 150—300°C timp de cinci minute între trecerile de laminare. Se obţine o finisare a granulaţiei de la 15—20 la 10 μm, o scădere a pierderilor magnetice P_{17} de la 1,5 la 1,23 W/kg şi o creştere a inducţiei B_{800} de la 1,893 la 1,93 Tesla (fig. 9). Îmbunătăţirea proprietăţilor se explică prin schimbarea modului de deformare la rece ca urmare a precipitării nitrurii de aluminiu în timpul tratamentului de îmbătrînire.

Prin deformarea la rece cu grade mari de reducere, zonele din banda laminată la cald care au avut orientare Goss capătă orientarea {111} ⟨112⟩. Datorită precipitărilor de nitruri şi carburi formate la îmbătrînirea între treceri, deformarea la rece este „constrînsă" şi, în interiorul grăunţilor deformaţi {111} ⟨112⟩, apar zone striate asemănătoare benzilor de deformare care au orientare Goss cu o deviaţie a planului {110} de ~ 10° dar cu orientare foarte precisă a direcţiei ⟨100⟩. La recristalizarea primară porţiunile de grăunţi cu benzi de deformare recristalizează în grăunţi cu orientare Goss, la care planul {110} nu este perfect paralel cu suprafaţa benzii. Aceşti grăunţi sînt înconjuraţi de un număr mare de grăunţi orientaţi ⟨111⟩//ND. Grăunţii Goss cu orientarea pla-

nului imperfectă se unesc prin coalescenţă formînd grăunţi mari care sînt germeni pentru recristalizarea secundară. Aceşti grăunţi mari au orientarea distribuită între (210) [001] şi (120) [001] cu direcţia [001] foarte exact aliniată cu direcţia de laminare. Dispersia orientării planelor (110) se transmite grăunţilor recristalizaţi secundar care frînează creşterea exagerată, rezultînd grăunţi mai fini şi pierderi magnetice mai scăzute. În figurile 10 şi 11 se prezintă schematic mecanismul obţinerii texturii şi recristalizării secundare în benzi din oţel silicios tip HIB laminate la rece cu îmbătrînire între treceri.

Controlul precipitării carburilor

S-a demonstrat experimental că starea sub care se găseşte carbonul în bandă înainte de ultima laminare la rece influenţează proprietăţile magnetice ale benzii; cele mai bune proprietăţi se obţin atunci cînd carbonul se găseşte sub formă de precipitate fine de carburi cu dimensiunea de 100—500 Å. Această stare a carbonului se obţine prin răcirea benzii între 950 şi 300°C cu o viteză de 40°C/s şi între 300 şi 150°C/s cu 15°C/s, după care se face răcirea cu apă.

Diagrama din figura 12 prezintă rezultatele unor experimentări de laborator [11] privind influenţa condiţiilor de răcire asupra distribuţiei carburilor în banda de oţel înainte de laminarea la rece.

Realizarea tehnologică a controlului precipitării carbonului înainte de laminarea la rece este specifică fiecărei tehnologii, şi anume:

— în tehnologia HIB varianta MnS + AlN, controlul precipitării carbonului se realizează prin răcirea în apă la 100°C de la temperatura de normalizare;

— în tehnologia HIB varianta MnSe + Sb, controlul precipitării carbonului se realizează la recoacerea de recristalizare prin răcirea dirijată a benzii de la temperatura de recoacere;

— în tehnologia convenţională, controlul precipitării carbonului se poate realiza prin răcirea dirijată de la temperatura de normalizare sau de la temperatura de recoacere intermediară.

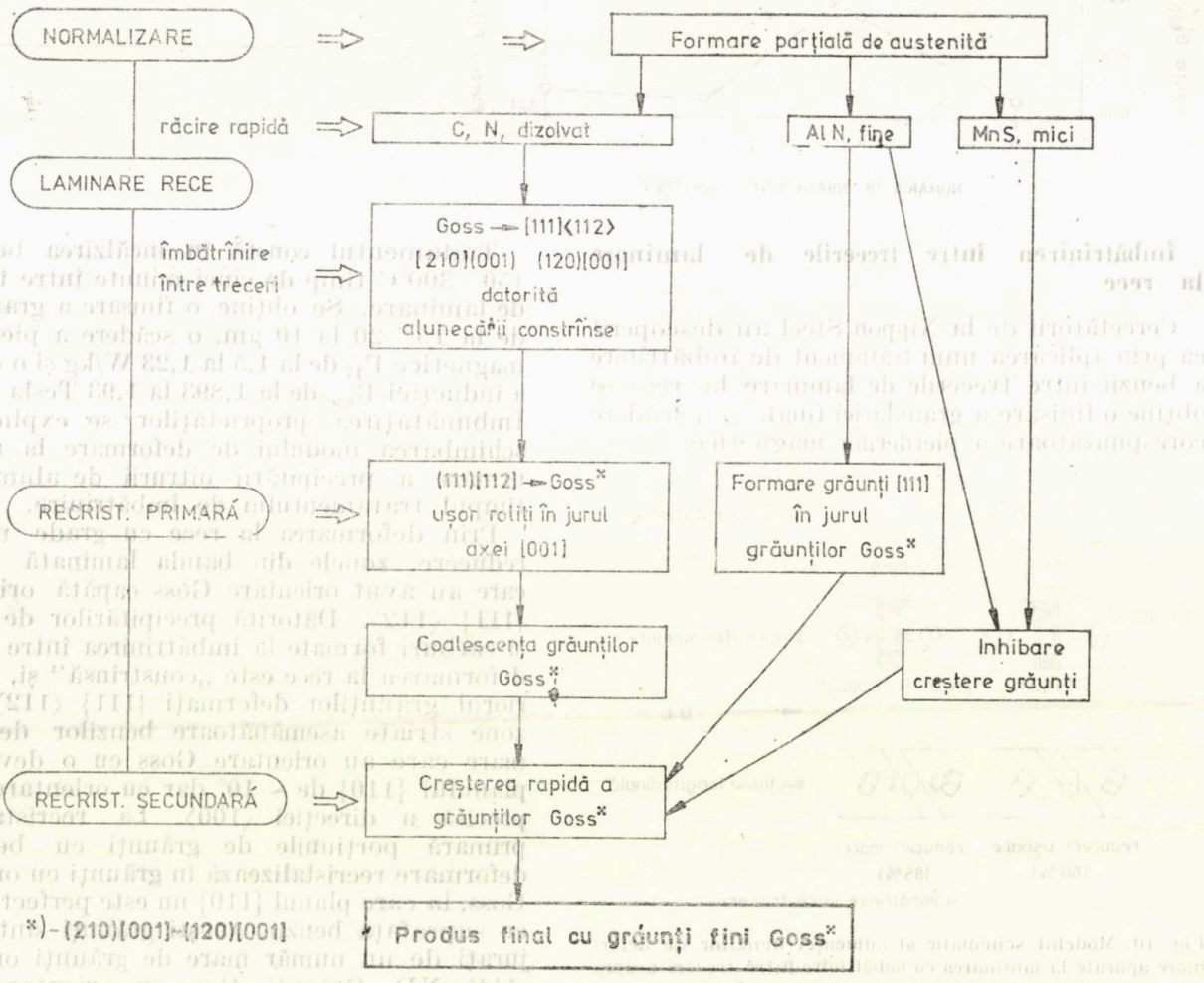
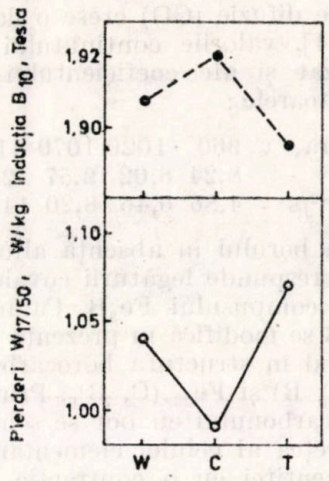


Fig. 11. Mecanismul formării texturii de recristalizare secundară în benzi laminate cu îmbătrînire între treceri [10]

Nu există cercetări sistematice publicate în acest sens, această problemă urmînd să fie soluționată prin cercetări viitoare.

Acoperirea tensionantă a benzii finale

În tehnologia de fabricație a benzilor din oțel silicios cu grăunți orientați și permeabilitate ridicată de tip HIB (M—OH, M—1H, M—2H, M—3H) se aplică acoperirea finală a benzii cu un lac tensionant care exercită asupra benzii o tensiune de aproximativ 1 kgf/mm². Prin acest procedeu se obține o reducere a pierderilor magnetice de 5—7%.



W-călire în apă – carbon în soluție
C-răcire dirijată: 40°C/sec 900—300°C
15°C/sec 300—150°C
apoi apă – carburi fine 10—50 Å
T-călire în apă + îmbătrînire 5min/250°C
carburi ε de 200—300 Å

Fig. 12. Influența condițiilor de răcire după recoacerea intermediară asupra distribuției carburilor și proprietăților magnetice [11]

La benzile de calitate convențională, reducerea pierderilor magnetice prin acoperire tensionantă este semnificativă numai la calitatea M-3. Întrucît acoperirea tensionantă are și un puternic efect de diminuare a degradării calității benzii este de așteptat ca această acoperire să se aplice la toate calitățile de bandă din oțel silicios cu grăunți orientați.

Tabelul

Compoziția chimică a soluției de acoperire tensionante, %

Mg^{+2}	PO_4^{-3}	SiO_2 coloidal	Cr^{+6}	H_2O
0,6—3,5	8—19	9—23	0,2—3,5	rest

Mg^{+2} se obține din MgO
PO_4^{-3} se obține din H_3PO_4
Cr^{+6} se obține din CrO_3

Pentru realizarea industrială a acestei tensiuni în bandă s-a pus la punct un procedeu de acoperire a benzii cu un lac izolant care să aibă un coeficient scăzut de dilatare termică și o aderență bună la suprafața benzii. Acoperirea se face la cald (700°C) în timpul operației de planare termică, atunci cînd banda este dilatată, iar după răcire oțelul se contractă și izolația rămîne la aproximativ aceleași dimensiuni, introducîndu-se o tensionare a benzii de ordinul 0,5—1,0 kgf/mm².

Una din compozițiile chimice recomandate pentru soluția de acoperire se prezintă în tabelul 2.

Se recomandă uscarea soluției la 700°C timp de 45 secunde, după care urmează detensionarea benzii la 750°C.

Trebuie menționat faptul că efectul tensiunii aplicate benzii este diminuat sau chiar anulat dacă banda conține incluziuni superficiale rezultate din oxidarea internă în timpul tratamentului de decarburare sau recoacere înaltă. Pentru eliminarea efectului negativ al oxidării interne, o decapare a benzii pe 3—4 μm după decarburare este foarte eficientă.

BIBLIOGRAFIE

[1] Goldstein, V. În: Stali, U.R.S.S., nr. 10, 1985, p. 71—74.
[2] Pârvu, Gh., ș.a. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 39, 1987, nr. 11, p. 542—545.
[3] Detert, K. În: Metall, U.R.S.S., nr. 12, 1958, p. 817.
[4] Matsuoka. În: Transactions of ISIJ, Japonia, vol. 7, 1967, p. 19—28.
[5] Brevet Franța, nr. 8209823.
[6] Brevet Franța, nr. 8122872.
[7] Böling, F. În: Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 23, 1987, p. 1 119—1 124.
[8] Brevete Franța, nr. 2202944; 2249957; 2313344; 1275315.
[9] Brevete Franța, nr. 2202943; 2194788; 2192180; 2222442.
[10] Tanino, M., Matsuo, M. The 7th International Conference of Textures of Materials, Tokio, 1982, p. 928.
[11] Ida, Y., Ywamoto, K. The 7th International Conference on Textures of Materials, Tokio, 1985, p. 607—612.
[12] Brevete Franța: 2007295; 1391009; 1309245.

Oțeluri aliate economic pentru construcția de mașini

Fiz. E. Baroncea, ing. Elena Bugeag, sing. Doina Nuță, sing. T. Puțăzan, ing. V. Ursu, ing. Niccleta Cătuneanu ICEM
și ing. I. Popescu C.C.P. Tîrgoviște

CZ: 669.18: 669.15-194.2

Oțelurile folosite în construcția de mașini sînt caracterizate în principal prin proprietățile de rezistență și tenacitate pentru asigurarea cărora este folosită alierea cu Mo (cca 0,3%), Cr (cca 1%) și Ni care variază între 0 și 2,5%, în funcție de marca de oțel. Efectul de bază al elementelor de aliere, dizolvate în austenită la încălzirea în vederea călirii, este micșorarea vitezelor de transformare a austenitei la temperaturi subcritice. Produșii de transformare care se urmăresc sînt martensita și bainita inferioară. Piesele fabricate din oțeluri aliate pot fi răcite mai lent (pot fi călite piese mult mai mari fără să se obțină bainită superioară sau perlită).

Elementele de aliere folosite curent pentru creșterea călibilității sînt Ni, Si, Mn, Cr, Mo, V, B. Adăugarea unor mici cantități din mai multe elemente este, în general, mai eficientă decît o cantitate mare dintr-un singur element. Alierea este foarte economică dacă se face cu bor a cărui acțiune se manifestă la concentrații de ordinul 0,008—0,005%. De exemplu, o concentrație de 0,0012% B duce la aceeași creștere a călibilității ca și o concentrație de 1,33% Ni + 0,31%Cr + 0,04%Mo, adică în total 1,68% elemente de aliere [1]. Eficiența borului asupra călibilității poate fi evidențiată și prin faptul că introducerea unui atom de B la 25 000 atomi de Fe mărește călibilitatea oțelului de două ori [2]. Aceste date au în vedere însă numai creșterea călibilității, problema alierii devenind mai complicată dacă elementele de aliere sînt introduse pentru obținerea unor proprietăți specifice, ca de exemplu: comportarea la temperaturi scăzute (Ni), împiedicarea fragilizării la revenire (Mo) etc.

Fenomenele care au dus uneori la reputația proastă a oțelurilor cu bor (granulație neuniformă, neomogenitate structurală, tenacitate redusă etc.) pot fi evitate printr-o microaliere judicioasă cu Ti și Al. Se clasifică astfel trei familii de oțeluri cu B pentru care microalierea și tratamentul termic final duc la creșterea și îmbunătățirea călibilității și tenacității.

În acest sens, în experimentările efectuate pentru oțelurile alese, au fost folosite diverse niveluri de aliere cu Ti și Al.

Microalierea cu bor a oțelurilor

Solubilitatea borului în ferită și austenită la temperatura de transformare a fierului pur (912°C) este 0,002% și respectiv 0,001%. În rețeaua cub cu volum centrat a feritei borul intră ca element de substituție, iar în rețeaua cub cu fețe centrate a austenitei borul este conținut interstițial, fapt care explică solubilitatea mai mare în ferită. Atît capacitatea de dizolvare a borului în faza austenitică, cît și viteza de difuzie (CD) cresc o dată cu temperatura [4], valorile conținutului maxim de B solubilizat și ale coeficientului de difuzie fiind următoarele:

Temperatura, °C	960	1020	1070	1100	1140
$B\% \times 10^{-3}$	8,24	8,62	9,57	12,84	16,97
$D \times 10^{7}$ cm²/s	4,86	6,46	8,20	14,13	17,14

Influența borului în absența altor elemente de aliere corespunde legăturii covalente Fe—B și formării compusului Fe_2B. Caracterul legăturii Fe—B se modifică în prezența carbonului, borul intrînd în structura borocarburilor complexe $Fe_3(C, B)$ și $Fe_{23}(C, B)_6$. Prin înlocuirea parțială a carbonului cu bor se schimbă parametrii de rețea ai celulei elementare ortorombice a cementitei cu o contracție în direcția axelor *a* și *c* și o expansiune după axa *b*. Borocarburile formate în sistemul Fe—B—C pot fi izomorfe cu carbura $Cr_{23}C_6$, de compoziție $Fe_{23}(C,B)_6$. Această fază este stabilă pînă la 965 ± 5°C fiind în echilibru, în funcție de temperatură, cu austenita și $Fe_3(C,B)$ la 800°C, sau cu ferita și $Fe_3(C,B)$ la 700°C [5]. La adăugarea unor elemente de aliere carburigene, ca de exemplu cromul, în carbura $Fe_{23}(C,B)_6$ se substituie o parte din Fe cu Cr schimbîndu-se și potențialul de dizolvare în matricea de austenită. Astfel, s-a constatat că un adaos de 0,2—0,4% Cr schimbă radical proprietățile oțelului microaliat cu B.

Compoziția chimică a oțelurilor experimentate

Pornindu-se de la aspectele teoretice și economice experimentările au fost efectuate pentru oțeluri aliate în principal cu mangan și bor. Compozițiile chimice ale oțelurilor experimentate sînt apropiate de cele ale unor mărci de oțeluri folosite actual în România sau în alte țări, microalierea cu bor urmărind creșterea rezistenței și/sau a tenacității. În tabelul 1 sînt prezentate compozițiile chimice obținute pentru șarjele experimentale de 50 kg. În scopul studierii influenței titanului și aluminiului au fost preconizate trei compoziții

Tabelul 1

Compoziţia chimică determinată pe produs pentru unele şarje experimentate

Marca de oţel	Nr. şarje	Compoziţia chimică, %											
		C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Mo	Al	Cu	Ti	B
20BMn12	1	0,21	0,31	1,18	0,020	0,010	0,08	0,11	0,03	0,06	0,11	0,03	0,0036
20BCrMn12	4	0,19	0,32	1,30	0,021	0,011	0,08	0,33	0,03	0,025	0,12	0,06	0,0066
25BCrMn12	7	0,23	0,31	1,25	0,020	0,10	0,08	0,03	0,02	0,12	0,06	0,06	0,0067
36BCrMn11	10	0,38	0,15	0,81	0,018	0,011	0,15	0,30	0,03	0,017	0,14	0,007	0,0013
	11	0,34	0,24	1,00	0,020	0,010	0,09	0,37	0,03	0,010	0,11	0,05	0,0068
	12	0,33	0,22	0,94	0,021	0,010	0,09	0,33	0,03	0,03	0,11	0,005	0,0057
31BCrMnSi11	13	0,27	0,90	0,83	0,019	0,010	0,08	0,97	0,02	0,013	0,11	0,06	0,0055
	14	0,28	0,91	0,78	0,020	0,008	0,09	0,98	0,02	0,04	0,11	0,01	0,0083
19BCrNi14	16	0,18	0,24	0,66	0,018	0,018	1,70	0,98	0,03	0,014	0,10	0,01	0,0020

chimice în următoarele limite de aliere : titan mediu — aluminiu mediu; titan mic — aluminiu mare, titan mare — aluminiu mic.

Compoziţiile chimice prezentate în tabelul 1 sînt determinate spectral pe probe prelevate din produs. Compoziţia determinată pentru bor este deci corespunzătoare „borului total". În practica analizei chimice de laborator, separarea borului prezent în oţel după solubilitatea în acizi este delimitată prin : bor solubil şi bor insolubil. În general, după dizolvarea completă în acizi se dozează „borul total". Dacă dizolvarea este incompletă se dozează „borul solubil", cantitatea de „bor insolubil" fiind obţinută prin diferenţa dintre cele două cantităţi determinate.

Borul solubil cuprinde borul dizolvat în soluţia solidă a oţelului, în borocarburi de tipul $Me_{23}(C,B)_6$, în cementita aliată $Me_3(C,B)$ şi în oxizii de bor. Borul insolubil este, în cea mai mare parte, cel conţinut în nitrurile BN şi probabil în unele incluziuni. Cantitatea de BN poate varia după starea de tratament termic, fapt care duce uneori la erori de incadrare în categoriile menţionate după un nou tratament termic.

Efectul de mărire a călibilităţii este datorat numai unei părţi din cantitatea de „bor solubil" parte care este de fapt „borul efectiv", dizolvat în austenită. Pentru determinarea „borului efectiv" trebuie să se ţină seamă că în „borul solubil" intră şi oxizii de B şi că la temperatura de călire nu se dizolvă toate borocarburile $Me_{23}(B,C)_6$. Efectul maxim de creştere a călibilităţii se obţine pentru 0,0008% bor solubil, cantitate care stabileşte, pentru un anumit mod de elaborare, o cantitate proporţională şi mai mică de „bor efectiv".

Datorită diferenţei dintre modurile de elaborare şi aliere a oţelurilor cu bor, în oţelării din diferite întreprinderi sau ţări, compoziţia de B prescrisă de diferiţi autori variază între 0,0003 şi 0,01%. Ecartul mare se datorează compoziţiilor diferite în oxigen şi azot ale oţelului în momentul alierii cu bor şi, deci, posibilităţilor de obţinere a cantităţii de „bor efectiv" necesare. Pentru un oţel bine dezoxidat se apreciază că 0,001% din cantitatea de B adăugată este legată sub formă de oxizi şi o cantitate de acelaşi ordin de mărime legată sub formă de nitruri. Borul total este recomandat să fie peste 0,002%, valoarea superioară fiind în funcţie de abaterile superioare în conţinuturile de O şi N la obţinerea dezoxidării şi denitrurării (0,004—0,005%). Cantitatea de bor efectiv poate fi apreciată după formule semiempirice în funcţie de conţinutul de O,N,Ti, Al, Zr etc., aceste formule dovedindu-şi însă exactitatea numai în cadrul unei elaborări pe un anumit utilaj şi după o tehnologie stabilizată şi controlată. În cadrul experimentărilor, s-a observat că la compoziţii cu peste 0,005% B apar precipitări de compuşi de bor la limitele de grăunţi la răcirea austenitei cu viteze corespunzînd bainitei superioare (oţel 31 B CrMnSil1 la o distanţă de peste 40 mm faţă de capătul răcit frontal al probei de călibilitate).

Călibilitatea

Microalierea cu bor are ca efect principal şi direct urmărit mărirea călibilităţii, deci, obţinerea unui tablou duritate-distanţă cu valori superioare ale durităţii şi în relaţie directă cu creşterea rezistenţei mecanice la rupere. Reproducerea benzii de călibilitate reprezintă în concepţia americană o condiţie principală pentru stabilirea echivalenţei între oţeluri cu compoziţii diferite.

Efectul de creştere a călibilităţii prin alierea cu B se datorează întîrzierii transformărilor de fază în timpul răcirii continue sau izoterme a austenitei. Mecanismul care pilotează acest efect este punerea în soluţie, la austenitizarea în vederea călirii, a borocarburilor şi reprecipitarea acestora în timpul răcirii. Precipitatele apar la răcire în locurile energetic favorabile, pe limitele grăuntelui de austenită. Timpul de incubaţie pentru formarea acestor precipi-

tate, rezultat din calculele teoretice care consideră valorile energiilor de interfaţă şi ale energiei libere, este mai mic de 10^{-2} S la temperaturile de transformare a austenitei [6]. În faza iniţială de creştere, aceste precipitate sînt coerente cu matricea de austenită în care s-au format şi, ca urmare, este diminuată energia superficială a grăuntelui scăzînd şi potenţialul de germinare a feritei. Întîrzierea transformării feritice duce la creşterea călibilităţii. La creşterea precipitatelor peste anumite dimensiuni coerenţa acestora cu matricea austenitică dispare fiind anihilat efectul de întîrziere a germinării feritei. Pentru concentraţii mari ale borului timpul de creştere a precipitatelor peste limita de pierdere a coerenţei cu matricea este mic, explicîndu-se astfel pierderea de călibilitate la depăşirea anumitor limite de concentraţie a borului în soluţia solidă de austenită. Acest mod de acţiune măreşte perioada de incubaţie pentru transformarea feritică, însă numai pentru un timp foarte scurt, şi nu afectează temperatura şi vitezele medii ale temperaturii ferito-perlitice. Adaosul de bor nu are nici un efect asupra fineţei perlitei şi rezistenţei în stare normalizată.

Valorile durităţilor obţinute la proba de călibilitate conform STAS 4930—80 sînt prezentate în figurile 1—2 pentru oţelul 36BCrMnll şi în figurile 3—4 pentru oţelurile 31BCrMnSill. Călibilitatea oţelului 31BCrMnSill este aproape

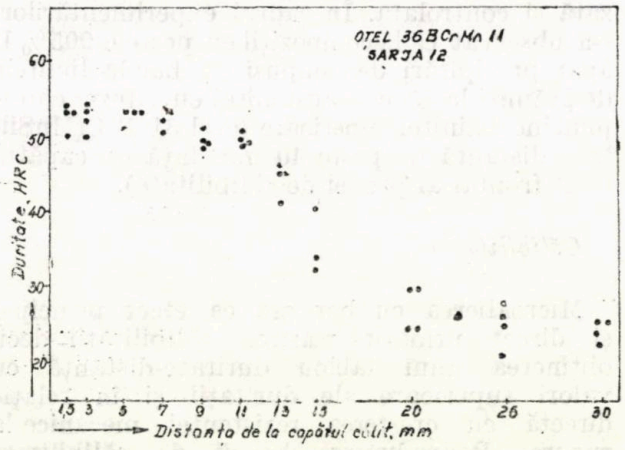


Fig. 1. Variaţia durităţii cu distanţa de la capătul răcit frontal; oţel 36BCrMn11, şarja 12; austenitizare 870°C

identică pentru cele două şarje de laborator, 13 (Al = 0,013%, Ti = 0,06%) şi 14 (Al = = 0,04%, Ti = 0,01%). Pentru oţelul 36BCrMnll călibilitatea variază între cele trei şarje, în ordinea descrescătoare a adîncimii de pătrundere a călirii fiind şarjele 10 (Al = 0,017%, Ti = 0,007%, B = 0,0013%), 11 (Al = 0,010%, Ti = 0,05%, B = 0,0068%) şi 12 (Al = 0,03%, Ti = 0,005%, B = 0,0057%). Pentru oţelurile cu carbon scăzut 20BMn12, 20BCrMn12, 25BCr Mn12 adîncimea de pătrundere a călirii creşte de aproximativ două ori ca urmare a alierii cu B, excepţie făcînd oţelul 20BMn12 al cărui conţinut în Cr a fost sub 0,15% pentru toate şarjele. Acest fapt indică necesitatea introducerii unui conţinut de Cr de minimum 0,20%, aliere esenţială pentru amplificarea acţiunii borului prin formarea de borocarburi complexe

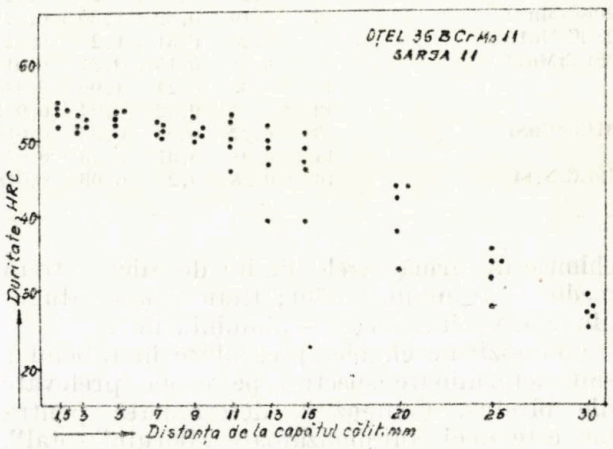


Fig. 2. Variaţia durităţii cu distanţa de la capătul răcit frontal; oţel 36BCrMn11, şarja 11; austenitizare la 870°C

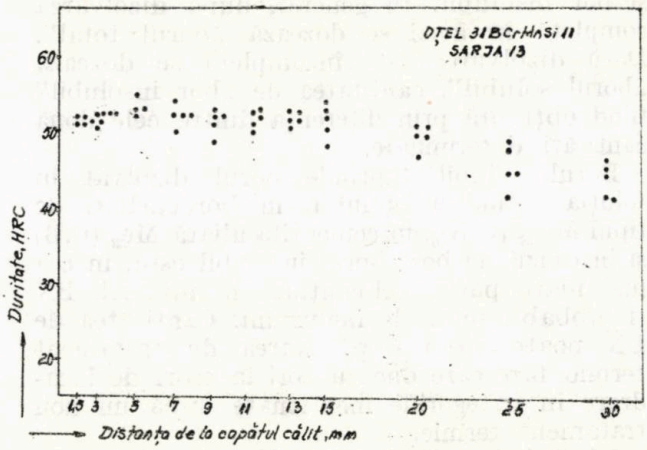


Fig. 3. Variaţia durităţii cu distanţa de la capătul răcit frontal; oţel 36BCrMn11, şarja 10; austenitizare la 870°C

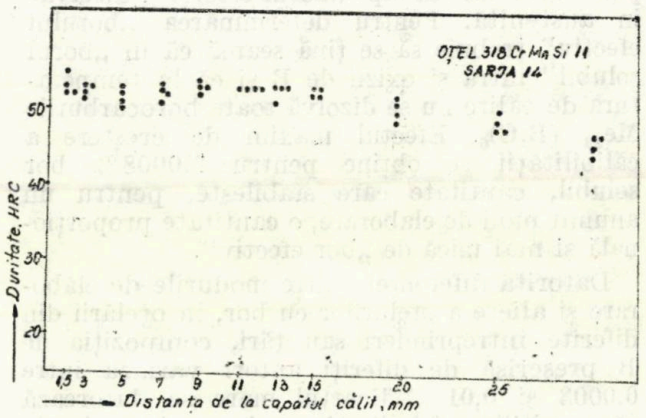


Fig. 4. Variaţia durităţii cu distanţa de la capătul răcti frontal; oţel 31BCrMnSi11, şarja 13; austenitizare la 870°C

de tipul $Me_{23}(C, B)_6$ care se pot dizolva la austenitizarea în vederea călirii. La introducerea mai multor elemente de aliere (oţelul 31BCrMnSill), creşterea călibilităţii se asigură mult mai eficient şi în limite largi ale temperaturii de austenitizare chiar dacă toate elementele sînt la limita inferioară de aliere prescrisă pentru marca de oţel. De aceea, pentru oţelul 31BCrMn Sill se consideră nu numai economică ci şi eficientă tehnologic scăderea alierii cu Cr, Mn, Si la limita inferioară o dată cu introducerea microalierii cu B. Scăderea alierii totale are o influenţă benefică asupra durităţii în stare recoaptă, prelucrabilităţii mecanice prin aşchiere, aspectului suprafeţei după laminare sau tratament termic (ţunder nealiat care se desprinde mai uşor).

Încercări mecanice

Rezultatele obţinute la încercările mecanice pentru materialul în stare călită şi revenită la diferite temperaturi sînt prezentate în tabelul 2. Pentru toate cazurile, călirea a fost efectuată în ulei. Este de menţionat faptul că tratamentul termic a fost efectuat pe probe convenţionale cu diametrul de 16 mm, dimensiune pentru care nu este evidenţiată sensibil mărirea călibilităţii. Diferenţele datorate microalierii constau în obţinerea unor structuri deplasate spre martensită sau bainită inferioară care însă nu dau diferenţe mari în valorile caracteristicilor mecanice. Pentru oţelul 36BCrMnll se observă valori mai ridicate ale caracteristicilor mecanice obţinute pentru şarja 12, cu călibilitate mai mică, însă cu conţinut mai ridicat de carbon (0,33% C pentru şarja 12 faţă de 0,28 %C pentru şarja 10). Pentru oţelul 31BCrMnSill s-au obţinut valori ale caracteristicilor mecanice la nivelul oţelului 41MoCrll şi superioare oţelului 33 MoCrll. Oţelurile 20 BCrMn12, 25BCrMn12 şi 19 BCrNi14 au dat valori ale limitei de curgere peste 750 N/mm², existînd posibilitatea de înlocuire a oţelurilor aliate 18MoCrNi13, 21MoMnCr12.

Influenţa temperaturii de revenire asupra variaţiei durităţii diferitelor structuri obţinute în urma călirii a fost ilustrată pe probe de călibilitate revenite ulterior la temperaturi de 400, 425, 450, 475°C. Variaţia durităţii este mare pentru structurile obţinute la viteze mari de răcire, în urma revenirii obţinîndu-se o duritate aproape uniformă de peste 40*HRC* pînă la distanţe de 30 mm faţă de capătul călit.

Structuri metalografice

Mărirea călibilităţii ca urmare a adaosului de B se manifestă prin deplasarea structurilor conţinînd martenistă şi bainită inferioară spre interiorul pieselor călite. Deplasarea structurilor

Tabelul 2

Rezultatele obţinute le încercarea de traciune a unor oţeluri pentru starea călită revenită la diferite temperaturi

Marca de oţel	Şarja	Temperatura de revenire, °C	$R_{p0,2}$	R_m	A5	Z	KCU2, N/cm²
			N/mm²		%		
20BCrMn12	4	200	878	1138	10	55	
		400	1101	1116	10	62	185
		450	867	895	17	66	240
		500	824	855	17	71	218
25BCrMn12	7	200	1270	1445	8	42	70
		400	1140	1225	11	53	58
		450	929	1012	14,6	64	140
31BCrMnSi11	13	400	1355	1418	12,5	53	81
		450	1220	1268	14,5	58	120
		500	1029	1100	16	58	133
	14	400	1120	1180	15,2	63	50
		450	1040	1110	14,5	58	115
		500	830	940	17,7	65	115
36BCrMn11	10	400	1050	1150	12	52	78
		450	732	910	16	61	130
		500	680	850	18	64	140
	11	400	1150	1250	11	51	55
		450	1050	1115	13	56	130
		500	1020	1050	16	60	125
	12	400	1220	1340	11	56	95
		450	950	1050	16	64	130
		500	825	940	19	65	140

martensitice în funcție de conținutul de Al și Ti pentru șarjele studiate nu a fost semnificativă, toate șarjele fiind dezoxidate și denitrurate corespunzător obținerii aceleiași eficiențe a adaosului de B. În figurile 5 și 6 sînt prezentate structurile care conțin martensită și respectiv martensită și bainită inferioară pentru oțelul 31BCrMnSiI1, șarja 15. Structurile corespund distanței de cinci mm și respectiv 20 mm față de capătul răcit frontal al probei de călibilitate. Pentru distanțe peste 45 mm în structuri formate din bainită superioară și ferită, se observă însă precipitate pe limitele de grăunți (fig. 7) în zonele de separare a feritei, compoziția precipitatelor fiind probabil de tipul borocarburilor complexe. Formarea acestor precipitate este cu atît mai pronunțată cu cît conținutul de B este mai mare (consecință posibilă pentru însușirea mecanismului de creștere a călibilității). Datorită acestor precipitate, scade sensibil rezilienta materialului (sub 40 J/cm²) pentru temperaturile de revenire în domeniul 400—500°C, deși răcirea după revenire a fost efectuată în apă. Pentru a crește valoarea rezilienței sînt necesare temperaturi mai înalte de revenire, în domeniul 600—650°C, rezilienta crescînd de la 60J/cm² la 150 J/cm². Acest aspect este legat de precipitatele observate, care, la temperaturi sub 600°C rămîn aproape continue pe limitele de grăunți. Peste 600°C este posibilă sferoidizarea precipitatelor, destrămîndu-se peliculele formate la răcirea austenitei. Sferoidizarea în zona precipitatelor are loc și datorită schimbării compoziției, dizolvîndu-se părțile care conțin mai mult fier și care precipită un compus aliat cu celelalte elemente de aliere (cu excepția siliciului).

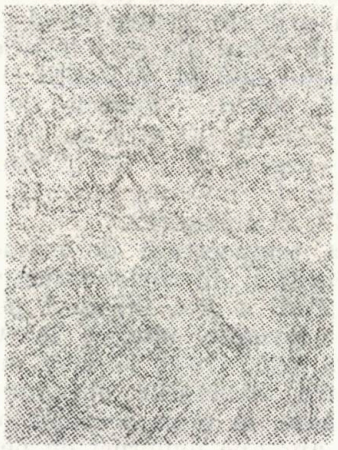


Fig. 5. Structura oțelului 31BCrMnSi11, șarja 15, la distanța de cinci mm de capătul răcit frontal al probei de călibilitate; atac nital 2%

Fig. 6. Structura oțelului 31BCrMnSi11, șarja 15, la distanța de 20 mm de capătul răcit frontal al probei de călibilitate; atac nital 2%

Fig. 7. Structura oțelului 31BCrMnSi11, șarja 15, la distanța de 45 mm de capătul răcit frontal al probei de călibilitate; atac nital 2%; zone de germinare a feritei care cuprind precipitate din borocarburi complexe

Concluzii

Mărcile de oțel experimentate au arătat posibilitatea obținerii prin microaliere cu B—Mn, B—Cr—Mn și B—Cr—Mn—Si a unor caracteristici mecanice de rezistență, tenacitate și călibilitate corespunzătoare oțelurilor pentru construcția de mașini aliate cu Mo, Ni, Cr.

Efectul alierii cu B crește dacă se adaugă un conținut de crom peste 0,20%. Prezența cromului duce la obținerea unui ecart mai mare pentru temperaturile de austenitizare în vederea călirii, acesta scăzînd temperaturile de dizolvare a borocarburilor $Me_{23}(B,C)_6$.

Introducerea mai multor elemente de aliere (oțelul 31 BCrMnSiI1) face să crească mai eficient călibilitatea, introducerea borului făcînd posibilă reducerea alierii cu Cr, Mn, Si.

Pentru conținuturi de B peste 0,005% structurile obținute la viteze de răcire mici sînt însoțite de formarea unor precipitate pe limitele grăunților de austenită a căror prezență face să scadă rezilienta. Pentru destrămarea acestor precipitate sînt necesare reveniri la temperaturi peste 600°C, avînd loc o sferoidizare însoțită de întreruperea continuității precipitatelor. Acest aspect limitează rezistența maximă care se poate obține la tratamentul termic al pieselor de dimensiuni mari la rezistența care poate fi obținută în domeniul de revenire de 600—650°C.

Temperaturile de revenire, ca urmare a efectului borului asupra creşterii tenacităţii, pot fi scăzute la 400—475°C, răcirea făcîndu-se în apă.

Valorile caracteristicilor mecanice de rezistenţă şi tenacitate arată posibilitatea de obţinere a unor oţeluri economice prin aliere cu Mn—Cr—B sau Mn—Cr—Si—B.

BIBLIOGRAFIE

[1] Porter, R. W. În: Metal Progress, S.U.A., nr. 6, 1951, p. 59.

[2] Drăgan, N. şi Iacob, M. Cercetări metalurgice, Bucureşti, ICEM, vol. 15, 1970, p. 159.

REVISTA REVISTELOR

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 9, 1988

Influenţa conţinutului de sulf asupra proprietăţilor de tenacitate ale pieselor turnate din oţel nealiat şi slab aliat, p. 267 — Corelaţii între parametrii rezilienţă şi tenacitate dinamică la ruperea materialelor turnate, p. 270 — Aspecte privind elaborarea topiturilor iniţiale pentru producerea fontei cu grafit sferoidal, p. 273— Structuri matematice şi organizatorice ale planificării secvenţiale a instalaţiilor automate de formare, p. 277 — Calcularea timpului de umplere a formei pentru topiturile de fontă de turnătorie, cu ajutorul epruvetei de fluiditate, p. 281— Experienţa în exploatarea unui melanjor de mare capacitate pentru pregătirea materialelor de formare, p. 284 — Piese din fontă pentru uzina Chemnitzer Machinenbau în prima jumătate a secolului al 19-lea, p. 288.

Giessereitechnik, R.D.G, nr. 10, 1988

25 de ani de activitate în cooperare în turnătoriile din R.D.G., p. 299 — Colaborarea dintre grupele de specialitate pentru asigurarea calităţii şi grupele de produse, cu bircul de standardizare, metrologie şi control al produselor (ASMW), în vederea asigurării unei calităţi deosebite a produselor, p. 302— 14 ani de comparaţie a eficienţei şi capacităţii de producţie a muncitorilor calificaţi în domeniul turnării şi fabricării modelelor, p. 303 — Sarcinile grupei de specialitate „Asigurarea calităţii, a grupei de produse 2, privind soluţionarea problemelor de asigurare şi îmbunătăţire a calităţii pieselor turnate pentru autovehicule de calitate superioară, p. 304 — Problemele grupei de specialitate „Economie" privind asigurarea politicii socialiste a preţurilor, în cadrul grupei de produse 2 „piese turnate din fontă cenuşie", p. 305 — Utilizarea muncii asistate de calculator în secţiile grupei de produse 3, p. 307 — Reducerea masei de turnare — o parte integrantă de bază a activităţii grupei de produse, 3, p. 307 — Activităţile grupei de produse 5, „Piese turnate în cuptor" pentru industria de aparate de încălzire şi gătit în R.D.G., p. 308 — Din activitatea grupei de produse „Piese turnate pentru poligrafie şi instalaţiile din industria textilă", p. 310 — Din activitatea grupei de produse 8 cu turnătorii mici şi mijlocii, p. 311 — Din activitatea subgrupei de specialitate „Cercetare şi dezvoltare" în domeniile materialelor de formare şi ale materialelor de acoperire a formelor în cadrul grupei de produse „Piese turnate din oţel", p. 312 — Procedeu de topire în cuptoarele electrice cu arc ale turnătoriilor de oţel din R.D.G., p. 314 — Experienţa metalurgică în fabricarea fontei de turnătorie cu grafit nodular în turnătoria de oţel naţională VEB Stahlgiesserei Elstertal Silbita, p. 315 — Aspecte de la grupul de produse 12 „Turnarea obiectelor de artă" — prezentarea reliefurilor din fontă de la uzina Lauchhammer, p. 317 — Colaborarea cu grupul de produse 13 „Turnarea metalelor uşoare", pentru dezvoltarea noii turnătorii de aluminiu Netzschkau, p, 298 — 25 de ani de colaborare în producţie în cadrul grupei de produse 13 „Turnarea metalelor uşoare", în domeniul industriei turnării — baza automatizării în secţia turnătoriei de piese a uzinei de metale uşoare VEB Leichtmetallwerk Rackwitz, p. 320 — Activitatea grupei de produse şi a subcomitetului special „Turnarea cuprului" în domeniul dezvoltării tehnico-economice a sectorului de piese turnate din cupru din R.D.G., p. 322 — Experienţa privind dezvoltarea procedeelor de turnare automată din turnarea sub presiune a combinatului VEB Messgerätewerk, „Erich Weinert, Magdeburg — grupa de produse 15 „Turnarea sub presiune a metalelor neferoase" p. 324 — Rezultate privind compararea productivităţii. Creşterea durabilităţii cristalizcarelor în cadrul grupei de produse „Construcţii primare ale sculelor", p. 325.

Giesserei, R.F.G., nr. 19, 1988

Progrese ale tehnicii de turnare de precizie — cel de-al 7-lea congres internaţional asupra turnării de precizie din München, p. 569 — Automatizarea curăţirii pieselor turnate prin utilizarea maşinilor de şlefuire asistate de calculator (CNC) şi comandate prin sensori. Partea 1. Soluţii tehnice şi concepţii mecanice, p. 572 — Automatizarea curăţirii pieselor turnate, prin utilizarea maşinilor de şlefuire asistate de calculator (CNC) şi comandate prin sensori. Partea a 2-a : Desfăşurarea proceselor şi primele rezultate, p. 575 — Aspecte economice ale îmbunătăţirii condiţiilor de lucru din atelierul de curăţire, p. 577 — Substanţe toxice cancerigene în turnătorii! Probleme privind evaluarea riscului profesional datorat substanţelor toxice, p. 579 — Sinteză bibliografică anuală asupra turnării metalelor uşoare, în nisip şi în cochilie. Partea a 3-a, Topire, turnare, tehnologie (urmare 25), p. 585.

Determinarea elementelor tehnologice pentru reducerea la cald a țevilor cu pereți groși pe laminoare reducătoare alungitoare cu trei valțuri pe cajă

Ing. M. Ielciu și ing. Z. Deak
I. T. Zalău

CZ: 539.371: 621.774

Principalele fenomene care limitează utilizarea reducerii la cald în liniile de laminare a țevilor sînt:
— formarea capetelor îngroșate la țevile de lungime finită, ceea ce implică utilizarea procedeului la reducerea țevilor eboșe cu lungime suficient de mare pentru asigurarea unui coeficient cît mai înalt de utilizare a metalului;
— formarea poliedrului interior în cazul fabricării țevilor cu pereți groși, fenomen care limitează grosimea maximă de perete (în funcție și de diametru) obținută pe un L.R.A.

Lucrarea își propune să analizeze tocmai acest fenomen intrinsec procesului de reducere la cald a țevilor, analizînd una din căile care permit limitarea manifestării sale, și implicit lărgirea performanțelor L.R.A. (optimizarea), folosind tehnica de calcul a geometriei calibrelor de lucru ale cajelor.

Conform lucrării [3], poliedrul interior (în cazul cajelor cu trei valțuri, hexaedrul) are valori apreciabile, care afectează aspectul lor comercial și precizia dimensională, la reducerea țevilor finite la care $\varepsilon \geqslant 0{,}13$. Practic, la I.T. Zalău fenomenul de hexagonalizare s-a înregistrat și la valori mai mici ale grosimii relative, și anume ,pentru țevi avînd $\varepsilon = 0{,}115 - 0{,}120$.

Cauza formării hexaedrului este starea de tensiuni care ia naștere în corpul țevii laminate în focarele de deformare ale fiecărei caje [1], [2].

Dacă la intrarea în focar (fig. 3) țeava ar lua contact cu valțul pe toată circumferința în mod uniform, starea de tensiuni ar fi identică în toate punctele peretelui țevii și poliedrul interior nu s-ar forma.

Suprafața reală de contact (reprezentată desfășurat în fig. 3, *b*) nu asigură această condiție, poliedrizarea fiind cu atît mai accentuată cu cît diferența dintre arcul maxim și cel minim de contact este mai mare.

Deci, condiția de optimizare a formei calibrului pentru a asigura o poliedrizare minimă este:

$$l_{d\,max} - l_{d\,min} = min \qquad (1)$$

Acestei condiții îi corespunde un coeficient de ovalizare α_q optim pentru fiecare cajă.

Calculul elementelor calibrelor cajelor

Datele inițiale sînt:
$D_{ql}(q = l\text{-}n)$ — diametrele ideale ale țevilor la ieșirea din fiecare cajă, rezultate din operația anterioară de repartizare a reducerilor de diametru pe caje;

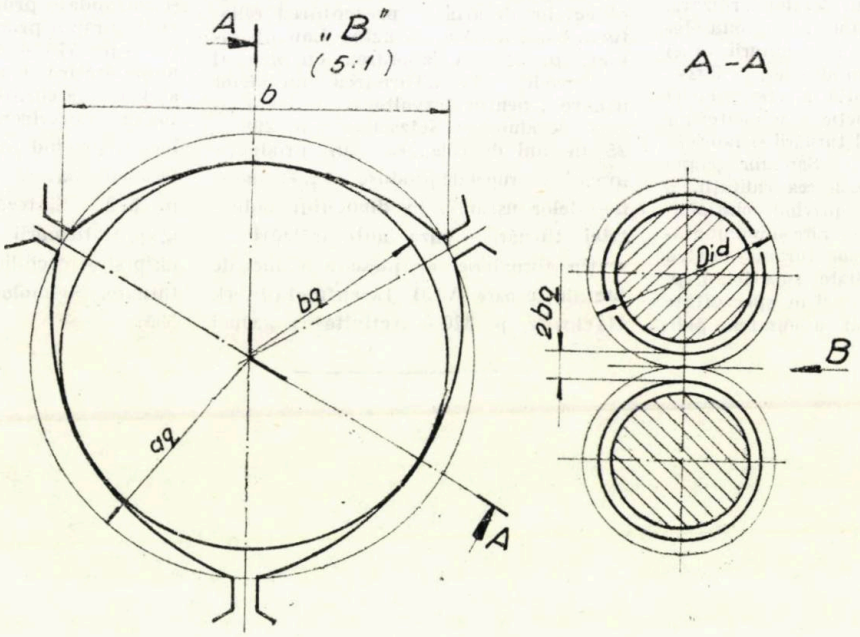


Fig. 1. Elementele calibrelor cajelor la laminoarele reducătoare alungitoare

R_{id} — raza ideală a valțului.

Se cere determinarea elementelor a_q și b_q ale calibrelor pe fiecare cajă care asigură raportul α_q optim, astfel încît să se satisfacă condiția (1).

Din fundamentarea teoretică expusă în lucrarea [2] rezultă următoarea metodologie de lucru:

— se exprimă matematic legătura dintre elementele tehnologice de prelucrare a calibrelor și coeficientul de ovalizare α_q;

— se explică relația dintre lungimea arcului de contact și elementele calibrului a_q și b_q (respectiv α_q și D_q);

— se dau valori coeficientului de ovalizare α_q în limitele practic utilizabile (1,00 — 1,10);

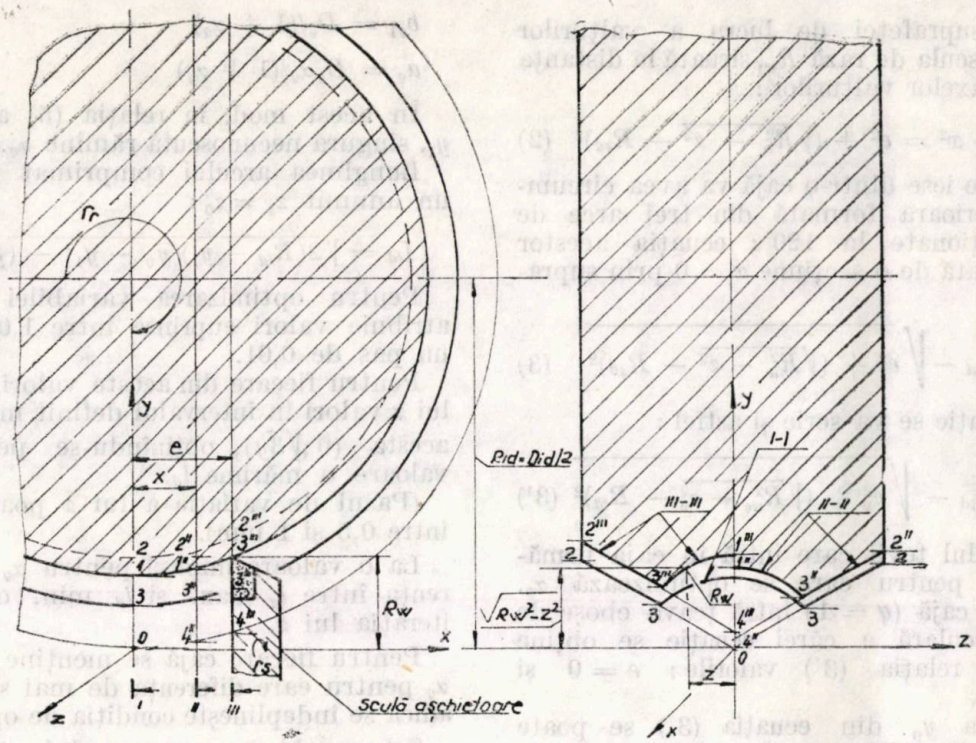


Fig. 2. Principiul de prelucrare al calibrelor cajelor la laminoarele reductoare-alungitoare

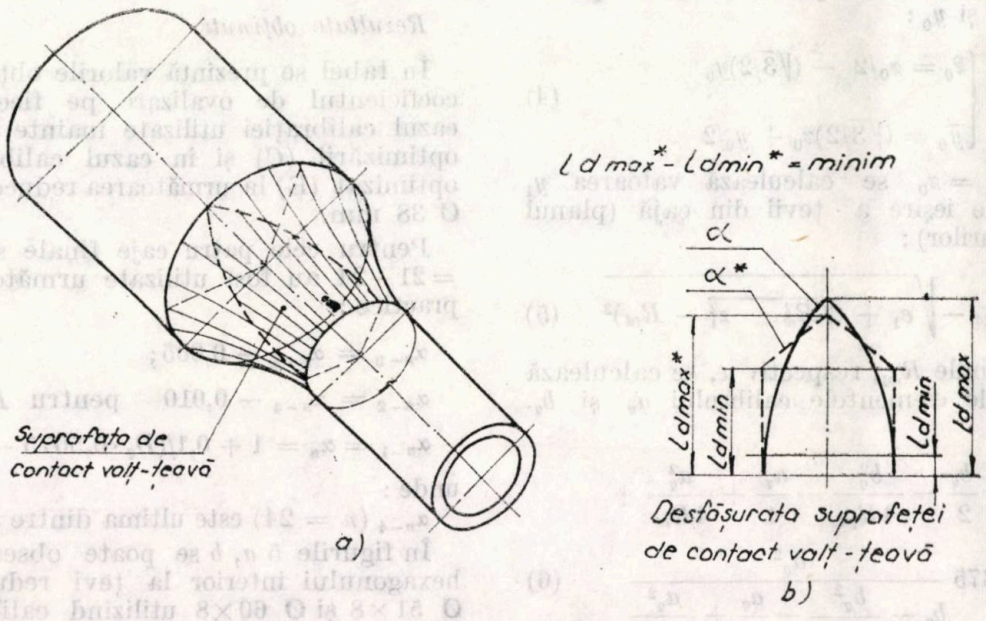


Fig. 3. Contactul valț-țeavă în focarul de deformare

Pentru fiecare valoare a lui α_q se parcurge z între limitele de variaţie $(0 - \sqrt{3}y)$.

Pentru fiecare z se calculează lungimea arcului de contact l_d. Din şirul de valori atribuite lui α_q se reţine aceea care satisface condiţia (1).

Procedeul se aplică pentru fiecare cajă în parte, rezultînd $\alpha_q = \alpha_{optim}$.

Există deci următoarea succesiune de relaţii de calcul:

— ecuaţia suprafeţei de lucru a valţurilor generată de scula de rază R_w, situată la distanţa e de planul axelor valţurilor:

$$(y - R_{id})^2 + x^2 = e^2 + (\sqrt{R_w^2 - z^2} - R_{id})^2 \quad (2)$$

— ţeava care iese dintr-o cajă va avea circumferinţa exterioară formată din trei arce de curbă, poziţionate la 120°; ecuaţia acestor curbe este dată de o secţiune $x = 0$ prin suprafaţa (2):

$$y = R_{id} - \sqrt{e^2 + (\sqrt{R_w^2 - z^2} - R_{id})^2} \quad (3)$$

Această ecuaţie se va scrie şi astfel:

$$y_0 = R_{id} - \sqrt{e_0^2 + (\sqrt{R_{w0}^2 - z_0^2} - R_{id})^2} \quad (3')$$

pentru profilul ţevii care intră în caja următoare, cajă pentru care se optimizează α_q.

În prima cajă ($q = 1$) intră ţeava eboşe de secţiune circulară a cărei ecuaţie se obţine înlocuind în relaţia (3') valorile: $e = 0$ şi $Rwo = Dc/2$.

Coordonata y_0 din ecuaţia (3') se poate obţine prin iteraţii succesive, ştiind că intervalul de variaţie a lui z_0 este: $0 \leqslant zo \leqslant \sqrt{3}\ yo$.

Coordonatele z_0 şi y_0 devin, prin rotire cu 60° în caja următoare, pentru care se optimizează α_q, z_0 şi y_0:

$$\begin{cases} \bar{z}_0 = z_0/2 - (\sqrt{3}/2)y_0 \\ \bar{y}_0 = (\sqrt{3}/2)z_0 + y_0/2 \end{cases} \quad (4)$$

Pentru $z_1 = z_0$ se calculează valoarea y_1 în planul de ieşire a ţevii din cajă (planul axelor valţurilor):

$$y_1 = R_{id} - \sqrt{e_1 + (\sqrt{R_w^2 - z_1^2} - R_{id})^2} \quad (5)$$

în care mărimile R_{w1}, respectiv e, se calculează în funcţie de elementele calibrului a_q şi b_q.

Astfel:

$$R_{w1} = \frac{b_q}{2} - \frac{b_q^2}{4R_{id}} - \frac{a_q}{4} + \frac{a_q^2}{4R_{id}} + 0{,}375\,\frac{a_q^2}{b_q - \frac{b_q^2}{4R_{id}} - \frac{a_q}{2} + \frac{a_q^2}{2R_{id}}} \quad (6)$$

$$e_1 = \sqrt{(R_{id} - b_q)^2 - (R_{id} - R^{w_1})^2} \quad (7)$$

În aceste ecuaţii, cunoscînd relaţiile:

$$\begin{cases} D_q = a_q + b_q \\ \alpha_q = a_q/b_q \end{cases} \quad (8)$$

elementele a_q şi b_q se pot înlocui cu elementele α_q şi D_q.

Astfel:

$$b_{q1} = D_q/(1 + \alpha_q)$$

$$a_q = D_q\alpha_q/(1 + \alpha_q)$$

În acest mod, în relaţia (5) a coordonatei y_1, singura necunoscută rămîne α_q.

Lungimea arcului comprimat va fi pentru un anumit $z_1 = z_0$:

$$L_d = \sqrt{2(R_{id} - y_1)(\bar{y}_0 - y_1) - (\bar{y}_0 - y_1)^2} \quad (10)$$

Pentru optimizarea variabilei α_q (10) i se atribuie valori cuprinse între 1,00 şi 1,10 cu un pas de 0,01.

Pentru fiecare din aceste valori, i se atribuie lui z valori în intervalul definit mai sus pentru acesta $(0\ ;\sqrt{3}y)$, obţinîndu-se pentru fiecare valoare o mărime l_d.

(Pasul de variaţie a lui z poate fi cuprins între 0,5 şi 1 mm).

La o valoare impusă pentru α_q se face diferenţa între l_d max. şi l_d min. obţinute prin iteraţia lui z.

Pentru fiecare cajă se menţine acea valoare α_q pentru care diferenţa de mai sus e minimă, adică se îndeplineşte condiţia de optimizare (1).

Schema bloc a programului utilizat pentru acest calcul se dă în figura 4, incluzînd şi faza de determinare a reducerilor pe cajă care nu este prezentată aici.

Rezultate obţinute

În tabel se prezintă valorile obţinute pentru coeficientul de ovalizare pe fiecare cajă în cazul calibraţiei utilizate înainte de aplicarea optimizării (C) şi în cazul calibraţiei cu α_q optimizat (E) la următoarea reducere Ø 115→ Ø 38 mm.

Pentru cele patru caje finale specifice $q = 21-24$ au fost utilizate următoarele relaţii practice:

$$\alpha_{n-3} = \alpha_{n-4} - 0{,}005;$$

$$\alpha_{n-2} = \alpha_{n-4} - 0{,}010 \quad \text{pentru } D_T \geqslant 45;$$

$$\alpha_{n-1} = \alpha_n = 1 + 0{,}1/(D_q \cdot 0{,}5075 - 0{,}05) \quad (11)$$

unde:

α_{n-4} ($n = 24$) este ultima dintre cajele medii.

În figurile 5 *a*, *b* se poate observa apariţia hexagonului interior la ţevi reduse la cald Ø 51×8 şi Ø 60×8 utilizînd calibraţia C cu valori α_q neoptimizate.

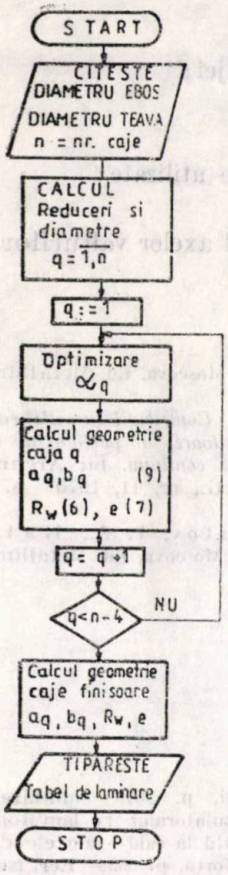


Fig. 4. Schema de principiu a programului „OPTIHEX"

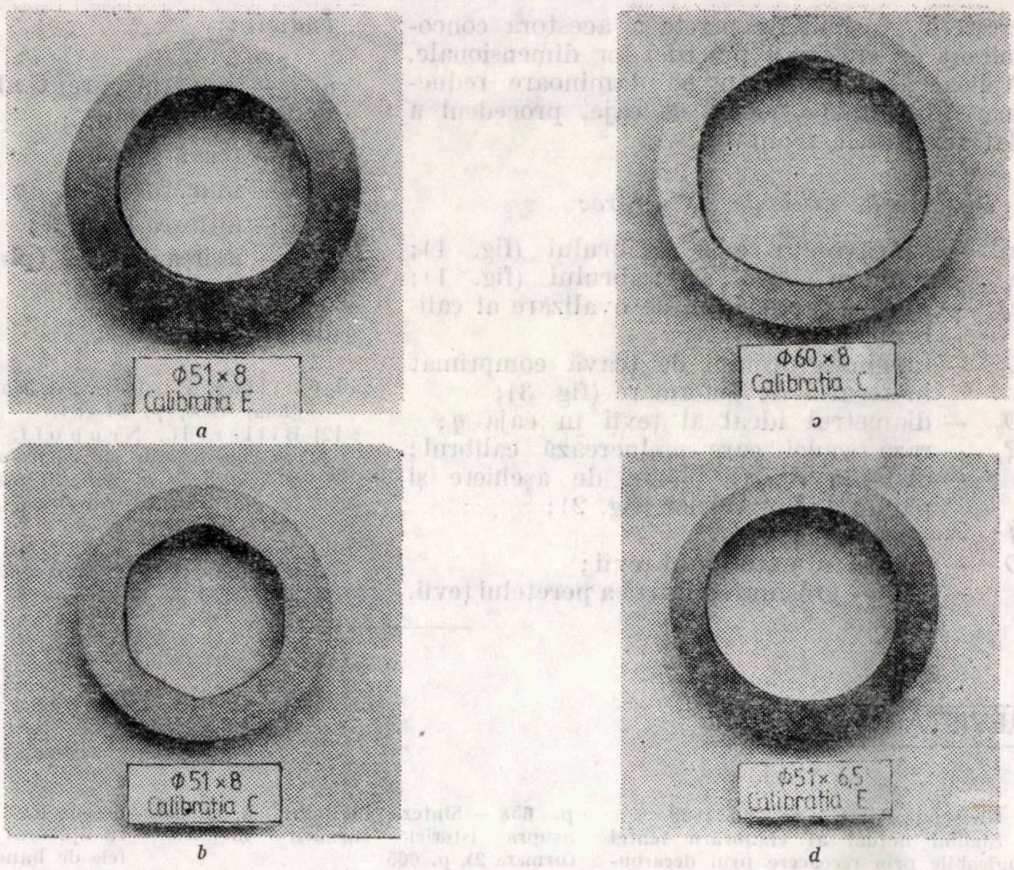


Fig. 5. Rezultate comparative obținute pe cele două calibrații.

Comparativ, în figura 5 *c*, *d*, se prezintă țevi reduse utilizînd calibrația *E* cu valori optimizate ale coeficientului de ovalizare.

Se observă diferența în ceea ce privește poliedrizarea suprafeței interioare între țevi identice Ø 51 și 8 sau cu grosimi relative (ε) apropiate, reduse, utilizînd cele două modalități de calibrare.

Concluzii

Utilizînd fundamentarea teoretică din literatura de specialitate s-au elaborat o metodologie și un program de calcul pentru un procedeu de calibrare a cajelor laminoarelor reductoare-alungitoare care reduce la minimum fenomenul de poliedrizare a suprafeței interioare a țevilor cu pereți groși reduse la cald. Această metodologie face posibilă lărgirea gamei de țevi obținute prin reducere la cald în sensul

Tabelul 1

Valorile obținute pentru coeficientul de ovalizare

Coeficientul \ Caja	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
C	1,026	1,052	1,085	1,085	—	—	—	—	—	—
E	1,020	1,010	1,020	1,030	1,020	1,030	1,020	1,030	1,020	1,030

Coeficientul \ Caja	11	12	13	19	20	21	22	23	24
C	—	1,085	1,085	1,085	1,080	1,052	1,017	1,006	1,000
E	1,020	1,030	1,020	—	—	1,022	1,017	1,005	1,005

creşterii grosimii de perete a acestora concomitent cu creşterea preciziei lor dimensionale. Aplicat la I.T. Zalău pe laminoare reductoare-alungitoare cu 24 de caje, procedeul a dat rezultatele scontate.

Simbolurile utilizate în lucrare:

a_q — semiaxa mare a calibrului (fig. 1);
b_q — semiaxa mică a calibrului (fig. 1);
α_q — a_q/b_q — coeficientul de ovalizare al calibrului;
l_d — lungimea arcului de ţeavă comprimat în focarul de deformare (fig. 3);
D_q — diametrul ideal al ţevii în caja q;
R_w — raza sculei care prelucrează calibrul;
e — distanţa dintre planul de aşchiere şi planul axelor rolelor (fig. 2);
S — grosimea ţevii;
D — diametrul exterior al ţevii;
ε — S/D — grosimea relativă a peretelui ţevii.

Indicii :

q — numărul curent al cajei;
T — ţeavă finită;
C — ţeavă eboşă;
n — numărul total de caje utilizate;
o — întrarea în cajă;
i — ieşirea din cajă (planul axelor valţurilor)

BIBLIOGRAFIE

[1] Biller, H. *Fabricarea ţevilor*. Moscova, Ed. Metalurghiia, 1980, p. 64—84.
[2] Biller, H., Neuhoff, K.: *Contribuţii la calibrarea laminoarelor reductoare-alungitoare, în particular a celor utilizate în linii cu laminor continuu*. În: Archiv für das Eisenhüttenwessen, R.F.G., nr. 11, 1970 p. 1 047—1 053.
[3] Medvedev, M. I., Laşkutov, P. A., Ratner, A. G.: *Ţevi fără sudură*, Moscova, Ed. Metalurgiia, 1980.

REVISTA REVISTELOR

Giesserei, R.F.G., nr. 20, 1988

Stadiul actual al elaborării fontei maleabile prin recoacere prin decarburare — Procedeu şi instalaţii de recoacere, p. 599 — Organizarea depozitelor de modele, p. 605 — Sinteză bibliografică anuală asupra mecanizării fabricării formei şi miezului (urmare 24), p. 612.

Giesserei, R.F.G., nr. 21, 1988

Estimarea aptitudinii de depozitare a nisipurilor de formare de turnătorie pe baza conţinutului de hidrocarburi aromatice policiclice, p. 627 — Sinteză bibliografică anuală asupra materialelor de formare. Partea 1: materii prime; regenerare şi preparare; procedee de formare cu utilizarea nisipului liat cu argilă (urmare 25), p. 636— Sinteză bibliografică anuală asupra materialelor de formare. Partea a 2-a: procedee de formare cu materiale de formare neliate cu argilă, materiale de adaos, materiale de acoperire (urmare 25), p. 640. Sinteză bibliografică anuală asupra materialelor de formare. Partea a 3-a: procedee de control, defecte de turnare condiţionate de materialele de formare (urmare 25), p. 644.

Giesserei, R.F.G., nr. 22, 1988

Experienţa de exploatare cu un cuptor cu inducţie cu bobină scurtă utilizat ca instalaţie de menţinere a căldurii, de acumulare şi topire într-o turnătorie de fontă, p. 651 — Contribuţie la siguranţa de exploatare a cuptoarelor cu inducţie, p. 656 — Sinteză bibliografică anuală asupra pieselor turnate din oţel nealiat şi slab aliat (urmare 25), p. 658 — Sinteză bibliografică anuală asupra istoriei turnării metalelor (urmare 2), p. 665.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 9, 1988

Morfologia martensitei α din oţeluri, după transformarea martensitică $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$, p. 321 — Optimizarea compoziţiei şi morfologiei incluziunilor nemetalice din oţel, p. 324 — Influenţa tratamentului termic asupra proprietăţilor mecanice ale oţelului 38CrMoV21. 14 (prelucrare la cald), p. 327 — Influenţa călirii cu laser a suprafeţei asupra comportării la oboseală a epruvetelor crestate din oţelul C70W2, p. 331 — Instalaţie de încercare a rezistenţei la cald PW2920, destinată utilizării la instalaţiile de încercare a rezistenţei la tensiune — tracţiune, p. 336 — Elaborarea şi evaluarea oţelului de construcţie aliat, ca material de lanţ, p. 338 — Elaborarea, proprietăţile şi utilizarea oţelurilor crom-nichel slab carburate şi anticorosive (oţeluriie-ELC), p. 342 — Estimarea valorilor tenacităţii la rupere statice şi dinamice, prin exemplul oţelului de construcţii, sudabil, de rezistenţă superioară H75-3, p. 343 — Caracterizarea straturilor galvanice funcţionale prin spectrometria masei de ioni secundare, p. 345 — Producerea şi utilizarea aurului, p. 349 — Calcularea randamentului în trepte utilizat ţinându-se seamă de cheltuielile şi rezultatele din industria metalurgică, p. 353.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 10, 1988

Măsuri tehnologice şi tehnice pentru mărirea productivităţii la laminarea produselor lungi, p. 361 — Simularea cu ajutorul calculatorului pe laminoarele de bandă lată la cald — modele de temperatură şi forţă, p. 365 — Ecruisarea şi scăderea rezistenţei oţelurilor austenitice la deformarea la cald, p. 372 — Aspecte economice ale laminării în domenii de toleranţă optime, p. 378 — Aplicarea metodelor de modelare economico-matematice la conducerea şi planificarea elaborării oţelului, p. 382 — Aspecte organizatorice şi economice ale executării reparaţiilor în metalurgie, p. 386 — Începuturile tehnicii laminării în munţii Erzgebirge, p. 389 — Forja la Dorfchemnitz, Erzgebirge, p. 393 — Cel de-al 39-lea Congres de mine şi metalurgie, p. 397.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 19, 1988

Distribuţia materialelor în furnal prin utilizarea unui jgheab rotativ cu sistem de încărcare, p. 874 — Încercări de model privind fluxul de gaz în furnal prin injectarea unor cantităţi ridicate de praf de cărbune. Partea 1: influenţa succesiunii încărcării asupra comportării la curgere. Partea a 2-a: influenţa prafului de cărbune şi a particulelor de cenuşă nearse asupra comportării la curgere, p. 881 — Carbura de siliciu (SiC) ca sensor pentru determinarea temperaturii băii de oţel, p. 891 — Posibilităţi pentru optimizarea reducerii prin întindere a ţevilor, p. 895 — Influenţa razei muchiilor nicovalei la întindere, p. 901 — Dezvoltarea oţelurilor de construcţie speciale microaliate perlitice cu proprietăţi de tenacitate îmbunătăţite, p. 906.

Pachete de programe pentru prelucrarea automată și reprezentarea grafică a datelor experimentale din activitatea de cercetare

Ec. A. Toia, ec. Irina Roman
și ec. Rodica Selescu
ICEM

CZ: 681.3

Activitatea de cercetare și proiectare asistată de calculator (CPAC) este o componentă principală a Sistemului Informatic pentru Știință și Tehnologie din Industria Metalurgică (SISTIM).

În cadrul structurii SISTIM s-a urmărit delimitarea explicită a modulelor „Cercetare metalurgică asistată de calculator" și „Inginerie tehnologică și proiectare metalurgică asistate de calculator" pentru evidențierea rolului și aportului deosebit de important al CPAC în obținerea unor rezultate științifice și tehnice competitive, în îmbunătățirea calității soluțiilor și condițiilor de aplicare și în creșterea eficienței economice a activității de cercetare științifică – dezvoltare tehnologică (CS—DT) din ramură.

Pentru perioada 1986—1990 a fost elaborat Programul special CPAC din metalurgie în corelație cu orientările și prevederile stabilite în Programul național CPAC, coordonat de C.N.S.T., și în corelație cu obiectivele CS—DT ale ramurii din acest cincinal.

Din punct de vedere tematic, Programul special CPAC din metalurgie are în vedere șapte direcții principale, din care lucrarea va trata următoarele două:

— Extinderea și perfecționarea gamei de modele, algoritmi și produse-program pentru prelucrarea datelor experimentale din activitatea de cercetare și inginerie tehnologică.

— Dezvoltarea și generalizarea aplicațiilor de grafică în 2D și 3D.

Domeniul prelucrării datelor experimentale

În cadrul foarte larg al metodelor de prelucrare a datelor experimentale au fost identificate cele mai importante domenii de prelucrare utilizate în practica activității de cercetare:

— analiza preliminară (unidimensională) a datelor;

— analiza multidimensională pentru evidențierea legăturii și conexiunii dintre parametrii fenomenelor, proceselor și obiectelor (corelație, regresie, analiză dispersională, factorială, aproximare prin funcții, entropie informațională etc.);

— analiza tendențială;

— analiza multicriterială;

— calcule științifice și tehnice cu date experimentale;

— planificarea (programarea) experimentelor.

Lista este în continuare deschisă, în scopul identificării altor metode specifice domeniului prelucrării datelor experimentale*.

Deosebirile existente între metodele de prelucrare, din punctul de vedere al nivelului de complexitate, al tipului și al structurii algoritmilor de calcul utilizați, implică o abordare unitară, sistematică și tipizată, corelată cu stadiul de realizare în care se află în prezent diferite metode, cu gradul de satisfacere a cerințelor unei cercetări și proiectări competitive și cu posibilitățile de generalizare existente.

Pătrunderea metodelor de prelucrare a datelor experimentale în cercetare și proiectare este direct condiționată de trei factori principali:

— existența unui soft de gestiune a datelor experimentale, care să asigure stocarea, regăsirea și „manevrarea" lor cît mai simplă;

— existența unui soft de prelucrare a datelor experimentale care, pe lîngă structura și complexitatea necesară, trebuie să conțină și facilități de orientare a cercetătorilor și proiectanților în alegerea și utilizarea metodelor de prelucrare, în funcție de tipul și cerințele problemei concrete;

— existența unor dotări hard adecvate cerințelor și posibilităților implicate de prelucrarea datelor experimentale.

În ICEM, în colectivul CPAC, au fost elaborate pachete de programe orientate pe domenii și subdomenii de prelucrare a datelor experimentale, cum sînt: APD, COREG, VOLMIN.

Aceste pachete de programe răspund cerințelor formulate mai sus și au următoarele caracteristici:

— caracter de generalitate (utilizabile în lucrări de cercetare științifică, proiectare tehnologică, activități de producție, economice și sociale din diverse ramuri și domenii ale economiei naționale);

— facilități deosebite în exploatare pentru utilizatori aflați pe diverse trepte de pregătire informatică și de profil (statistico-matematic);

— asistarea utilizatorului și orientarea lui în problemele, alternativele și condițiile de

* Modelarea matematică și simularea sînt cuprinse în altă direcție de activitate din Programul special CPAC.

prelucrare, prin dialog în toate punctele de opţiune, pe bază de liste-meniu, întrebări cu răspunsuri DA/NU şi mesaje de interpretare a rezultatelor;

— lansarea şi gestiunea automată a programelor şi/sau a lanţurilor de programe specifice tipurilor de prelucrări;

— gestiunea datelor experimentale cu ajutorul unui pachet unic de programe, realizat în ICEM;

— autoprezentarea pachetelor de programe şi a programelor.

Conceptul de „bază de date experimentale" realizat în acest colectiv şi utilizat în elaborarea pachetelor de programe APD, COREG, VOLMIN, GRAFIC—V2, are următoarea structură pentru fiecare obiectiv de CS—DT (temă de plan):

— un fişier cu informaţii generale = fişier-master;

— maximum zece fişiere cu date experimentale (un fişier este asociat unui lot de date);

— maximum zece fişiere cu date testate (corespunzătoare fişierelor cu date experimentale, din care au fost eliminate valorile eronate);

— maximum zece fişiere cu rezultatele prelucrărilor (parametri statistico-matematici, teste).

Această structură s-a dovedit suficient de elastică pentru a corespunde diversităţii datelor experimentale şi pentru a satisface cerinţele complexe ridicate de prelucrările specifice fiecărui pachet de programe. Modul de acces la baza de date se realizează foarte simplu, prin indicarea de către utilizator la terminal, a numelui fişierului-master. În mod automat este afişată lista fişierelor de date asociate şi, corespunzător, lista variabilelor componente, pentru selectarea datelor care intră în prelucrare, conform opţiunii utilizatorului.

Pachetele de programe APD, COREG, VOLMIN înglobează un număr ridicat de metode, modele, algoritmi de prelucrări statistico-matematice, care răspund unei mari diversităţi de date experimentale şi de cazuri specifice de prelucrare. Metodele/modelele/algoritmii utilizaţi în prelucrări se stabilesc în mod automat (pe baza criteriilor de selecţie incluse în pachetele de programe) sau prin opţiuni ale utilizatorilor.

APD este un pachet de programe dedicat analizei preliminare a datelor experimentale de volum mare (maximum 500 de valori pe variabilă). Acest pachet de programe poate fi utilizat la determinarea şi testarea parametrilor în care se concretizează tendinţa, împrăştierea şi distribuţia loturilor de date experimentale, obţinute pe parcursul lucrărilor de cercetare ştiinţifică şi proiectare tehnologică.

Pachetul de programe APD este structurat în nouă blocuri funcţionale:

— încărcarea, validarea şi actualizarea datelor experimentale;

— încărcarea, validarea şi actualizarea tabelelor utilizate în testele statistice;

— depistarea şi eliminarea datelor care provin din abateri sistematice sau întîmplătoare;

— testarea caracterului aleator al eşantionului de date de prelucrat;

— calculul şi reprezentarea grafică a histogramelor;

— calculul parametrilor statistico-matematici (domeniu de variaţie medie, interval de încredere medie, abatere medie pătratică, dispersie, modul, mediană, coeficient de asimetrie şi exces, momente de diferite ordine etc.);

— teste de concordanţă a datelor cu o distribuţie statistică clasică (normală) şi reprezentarea grafică a distribuţiei;

— analiza variabilelor multidimensionale (calculul parametrilor statistici şi verificarea de ipoteze referitoare la media datelor);

— verificarea ipotezelor statistice referitoare la media şi dispersia variabilelor extrase dintr-o selecţie sau din două selecţii.

Specific acestui pachet de programe este faptul că utilizatorul este orientat spre prelucrări cu date testate (din care au fost eliminate valorile eronate) prin lansarea lanţurilor de prelucrări automate.

Utilizarea acestor date contribuie la creşterea preciziei rezultatelor şi a semnificaţiei lor din punct de vedere statistic.

Elaboratorii pachetului de programe APD au avut în vedere şi alternativa de prelucrare a datelor iniţiale (fără eliminare de valori eronate), alternativă care a fost satisfăcută prin introducerea în fiecare program a unor opţiuni referitoare la tipul datelor de selectat (fişiere de date iniţiale/fişiere de date testate).

Prin includerea în APD a prelucrărilor referitoare la verificarea de ipoteze statistice (pentru media şi dispersia datelor) şi la analiza variabilelor multidimensionale, pachetul de programe prezintă un caracter de noutate, comparativ cu pachetele de programe similare.

În cazul verificării unor ipoteze statistice se efectuează o serie de teste statistice (t, z, HI^2, F) pentru verificarea următoarelor ipoteze:

— egalitatea mediei de selecţie a unei variabile cu o valoare indicată de utilizator;

— egalitatea dintre mediile de selecţie a două variabile;

— egalitatea/inegalitatea dispersiei unei variabile cu o valoare indicată de utilizator;

— egalitatea dintre dispersiile a două variabile.

Verificarea acestor ipoteze statistice este analizată pentru diferite cazuri de prelucrare.

În cazul prelucrărilor de variabile multidimensionale, se efectuează o analiză statistico-matematică pentru una sau două selecţii de variabile multidimensionale (un set de maximum

20 de variabile unidimensionale care prezintă un caracter de omogenitate din punct de vedere al studiului) care constă din următoarele prelucrări:

— calculul matricei de varianţă-covarianţă pentru fiecare selecţie;

— calculul distanţei generalizate Mahalonobis care indică distanţa dintre mediile calculate ale variabilelor şi mediile-ipoteze statistice oferite de utilizator;

— testul specific F pentru verificarea ipotezelor statistice referitoare la mediile variabilelor considerate pentru una sau două selecţii.

COREG este un sistem-consultant (pachet de programe) *orientat pe tipuri de prelucrări specifice analizei de corelaţie şi regresie* care studiază legătura dintre parametri, fenomene sau procese (dependenţă, formă, intensitate, sens).

Pachetul de programe COREG poate fi utilizat la analiza datelor experimentale, tehnice, de producţie sau economice obţinute în lucrări de cercetare ştiinţifică, inginerie tehnologică, activităţi de producţie, economice şi sociale din diferite ramuri şi domenii ale economiei naţionale.

Cu ajutorul acestui pachet de programe pot fi efectuate următoarele categorii de prelucrări:

— selecţia variabilelor de analizat: selecţie integrală a variabilelor unui lot de date; selecţie prin enumerare; selecţie prin eliminarea variabilelor lotului analizat; modificarea datelor prin transformarea opţională a unităţilor de măsură (prin înmulţirea cu un coeficient stabilit de utilizator) şi prin modificarea domeniului de variaţie — posibilitatea selecţiei unui interval de valori din domeniu (conform opţiunii utilizatorului);

— eliminarea valorilor „zero" şi a valorilor eronate (în mod automat);

— analiza de corelaţie simplă, parţială, multiplă (coeficienţi de corelaţie, test de semnificaţie a coeficientului de corelaţie, coeficienţi de determinare, mediile, abaterile medii pătratice ale variabilelor analizate);

— analiza de regresie liniară, curbilinie, multiplă (ecuaţiile de regresie, interval de încredere pentru ecuaţia de regresie, variabilele dependente calculate cu modelul determinat);

— aproximarea dependenţei între două variabile printr-o funcţie aleasă automat de program sau indicată de utilizator dintr-un set de 22 de funcţii;

— reprezentarea grafică a ecuaţiilor de regresie (liniară şi curbilinie), a funcţiilor de aproximare şi a norului de puncte empirice.

Pachetul de programe COREG este puternic orientat spre utilizator, oferind facilităţi deosebite privind selectarea şi pregătirea datelor, reprezentările grafice, editarea automată a rezultatelor la imprimantă, scamp sau terminal.

În cazul selectării datelor se menţionează ca facilităţi de manevrabilitate a datelor de către utilizator:

— modificarea lotului de variabile, în cadrul aceleiaşi sesiuni de lucru;

— posibilitatea schimbării la cerere, în aceeaşi sesiune de lucru, a variabilei dependente.

În cazul reprezentărilor grafice sînt de notat următoarele facilităţi de prezentare şi modificare:

— modificarea parametrilor de desen (efect de lupă, scară, denumire);

— reprezentarea pe acelaşi desen a modelului matematic determinat (ecuaţia de regresie liniară sau curbilinie sau funcţia de aproximare) şi a norului de puncte empirice (x şi y analizat);

— reluarea reprezentării grafice la cerere;

— editarea graficelor la scamp în numărul de exemplare indicat de utilizator.

Un caracter de noutate pe care îl prezintă COREG, comparativ cu alte pachete de programe care efectuează analiza de corelaţie şi de regresie, constă în aproximarea datelor prin funcţii (recomandată cînd regresia liniară şi/sau curbilinie nu dau rezultate satisfăcătoare). Modulul de aproximare prin funcţii a datelor prezintă următoarele facilităţi importante:

— alegerea funcţiei optime de aproximare, conform opţiunii utilizatorului, după diferite criterii;

— utilizarea unor funcţii frecvent incluse în descrierea unor procese, fenomene, parametri;

— clasificarea funcţiilor de aproximare a datelor conform unor caracteristici comune privind evoluţia proceselor, fenomenelor, obiectelor (funcţii cu creştere/descreştere nemărginită, funcţii cu creştere/descreştere mărginită, funcţii care admit puncte de minim sau maxim, funcţii cu parametri utilizator/logistice);

— reprezentarea grafică a funcţiei de aproximare obţinute şi a norului de puncte empirice.

Pachetul de programe VOLMIN este un *sistem-consultant orientat pe tipuri de prelucrări statistico-matematice specifice loturilor de date cu volum mic* (3 — 50 de valori).

VOLMIN poate fi utilizat la analiza datelor experimentale, tehnice sau economice obţinute în lucrări de cercetare ştiinţifică, inginerie tehnologică, activităţi economice şi sociale din diferite ramuri şi domenii ale economiei naţionale, pentru fenomene, procese şi obiecte caracterizate printr-un număr redus de date.

Necesitatea studierii acestei problematici a fost generată de apariţia unor situaţii în care numărul de date experimentale (empirice), disponibil de analizat este mai mic decît cel impus de prelucrările statistico-matematice clasice. Astfel de situaţii se pot datora următoarelor cauze: durata mare de realizare a unor experimente; timpul redus acordat cercetării/analizei problemei date; posibilităţile reduse de realizare a experimentelor în

condiţiile unui program de producţie curentă; necesitatea folosirii în cantităţi reduse a materiilor prime scumpe; existenţa unor condiţii grele de experimentare; necesitatea aparaturii speciale pentru experimentări.

Categoriile de prelucrări care se pot efectua cu ajutorul pachetului de programe VOLMIN sînt următoarele:

— gestiunea datelor, a rezultatelor şi a tabelelor statistice;

— selectarea variabilelor care intră în prelucrări (conform opţiunilor utilizatorului);

— calculul principalilor parametri statistico-matematici;

— aproximarea formei distribuţiei datelor prin poligoane de frecvenţă;

— testarea concordanţei datelor experimentale cu anumite tipuri de distribuţii clasice (normală, exponenţială, Weibull, Poisson) şi reprezentarea grafică a distribuţiei de probabilitate identificate;

— verificarea omogenităţii a două sau mai multor variabile (provenienţa din aceeaşi populaţie statistică);

— verificarea de ipoteze statistice pentru parametrii variabilelor (medii, dispersii);

— verificarea influenţei factorilor de risc asupra fenomenului/procesului studiat;

— verificarea independenţei a două principii de clasificare (colectare) a datelor studiate (tabele de contingenţă);

— verificarea existenţei unei interacţiuni (corelaţii) de aceeaşi natură între două sau mai multe selecţii de date experimentale (perechi);

— editarea automată a rezultatelor la terminal şi imprimantă.

Pachetul de programe VOLMIN prezintă caracter de noutate, avînd în vedere că pînă în prezent nu se cunoaşte existenţa unui alt pachet de programe similar.

Caracterul complex al pachetului de programe este evidenţiat de multitudinea de prelucrări incluse (sînt cca 25 de teste statistice, unele dintre ele utilizate pentru prima oară în România, cu un grad mare de diversitate).

De notat rigurozitatea prelucrărilor asigurată prin utilizarea, în anumite cazuri, a mai multor teste statistice (de exemplu, pentru identificarea tipului distribuţiei de probabilitate a datelor se efectuează nouă teste statistice).

VOLMIN asigură o analiză completă a datelor studiate prin reunirea, în cadrul aceluiaşi pachet de programe, a prelucrărilor pe fiecare variabilă, precum şi a prelucrărilor pe grupuri de variabile (de la două la n variabile).

Pachetul de programe VOLMIN asigură facilităţi de orientare/ghidare a utilizatorului în prelucrări, prin lansarea automată a lanţului de prelucrări pe variabilă, deoarece furnizează informaţiile principale privind fenomenul (procesul studiat) şi în continuare lansarea la cerere a prelucrărilor de tip complex (pentru mai multe variabile).

Se menţionează facilităţi deosebite în prelucrarea datelor, prin asigurarea întreruperii, continuării sau reluării prelucrărilor în orice moment al execuţiei.

Alte facilităţi oferite de pachetul de programe VOLMIN sînt: prezentarea rezultatelor în forme diverse, prin editarea de tabele de parametri, interpretarea testelor statistice, reprezentări grafice, mesaje privind posibilităţile de continuare a prelucrărilor etc.; facilităţi referitoare la tipul suportului oferit — terminal, scamp, imprimantă.

Din prezentarea făcută, rezultă că pachetele de programe de prelucrare statistică a datelor experimentale (APD, COREG, VOLMIN), elaborate în ICEM, contribuie la fundamentarea deciziilor ştiinţifice, tehnice şi economice din activitatea de cercetare ştiinţifică şi dezvoltare tehnologică. De asemenea, ele prezintă un grad mare de generalizare/aplicare în diverse domenii ale vieţii economice şi sociale. Aceste pachete de programe sînt destinate unui număr mare de utilizatori aflaţi pe diferite trepte de pregătire informatică şi statistico-matematică.

Direcţia dezvoltării şi generalizării aplicaţiilor de grafică în 2D şi 3D

Preocupările de elaborare a unor programe de grafică interactivă necesare lucrărilor de cercetare şi proiectare din metalurgia R.S.R., începute în anul 1984 la ICEM. au continuat în conformitate cu Programul Special de Cercetare şi Proiectare Asistate de Calculator (CPAC).

Dintre efectele pozitive ale introducerii programelor de grafică interactivă pe calculator se pot menţiona următoarele:

— lărgirea şi aprofundarea considerabilă a cîmpului investigaţiei ştiinţifice şi tehnice;

— creşterea gradului de completitudine şi complexitate a lucrărilor;

— reducerea duratei de cercetare/proiectare şi a volumului de muncă;

— reducerea cheltuielilor de cercetare/proiectare;

— creşterea ponderii activităţii de concepţie din activitatea de CS—DT;

— îmbunătăţirea modului de prezentare a lucrărilor de cercetare şi proiectare.

În România, preocupările privind utilizarea graficii asistate de calculator au cunoscut o dezvoltare mai mare în ultimii cinci ani, în corelaţie cu performanţele echipamentelor de calcul şi afişare.

În prezent, această activitate a devenit o direcţie majoră în Programul special CPAC pe perioada 1986—1990.

Principalele domenii de aplicare ale programelor de grafică asistată de calculator sînt următoarele :

— reprezentarea grafică a datelor și indicatorilor economici ;

— elaborarea de desene în 2D și 3D pentru activitatea de cercetare și proiectare (faza de elaborare, soluții) ;

— desen automat pentru documentația de proiectare ;

— biblioteci de desene.

În ICEM a fost elaborat un grup de aplicații de grafică interactivă asistată de calculator, din care, începînd cu anul 1984, s-au realizat următoarele pachete de programe :

— GRAFIC—V1, pentru reprezentarea grafică a unor tipuri de diagrame și grafice utilizate în activitatea CS—DT (linii poligonale în două axe, histograme pentru o variabilă, diagrame de structură) ;

—BDTE—GRAFIC pentru reprezentarea grafică a dinamicii și structurii datelor și indicatorilor economici principali din metalurgie ;

— module de grafică pentru reprezentarea datelor și rezultatelor experimentale, incluse în pachetele de programe pentru prelucrarea automată a datelor experimentale (APD, COREG, VOLMIN) ;

— GRAFIC—V2 pentru reprezentarea grafică a datelor experimentale, tehnice și economice, cu funcțiuni, cerințe și facilități cu un grad sporit de complexitate, diversitate și performanță.

Pachetul de programe GRAFIC—V2 prezintă următoarele funcțiuni principale :

— reprezentarea grafică a diagramelor sub formă de linii poligonale (în două sau mai multe axe și în unul sau mai multe cadrane) ;

— reprezentarea grafică a nomogramelor ;

— reprezentarea grafică a isogramelor ;

— reprezentarea grafică a dinamicii și structurii proceselor și fenomenelor științifice, tehnice și economice ;

— memorarea și extragerea diagramelor și graficelor în/din biblioteci de desene utilizator ;

— modificarea parametrilor de desenare conform opțiunilor utilizatorilor ;

— efectuarea de prelucrări asupra desenelor realizate (efect de lupă, preluare de coordonate grilă etc.).

Pachetul de programe GRAFIC—V2 a fost realizat într-o concepție modernă și evoluată, la nivelul celor mai bune realizări cunoscute.

Pot fi enumerate, în acest sens, următoarele soluții noi și performanțe :

— desenarea diagramelor și nomogramelor pe baza unor funcții descrise sub formă de expresii matematice, furnizate (tastate) de utilizator la terminal ;

— determinarea automată a parametrilor de desenare (număr de axe, domeniu de variație, pas de inscripționare, stil/culoare linie sau haşură, scalare de valori etc.) ;

— desenare de diagrame cu unu, patru axe OY ;

— desenare de diagrame în toate cele patru cadrane ;

— păstrarea versiunilor succesive ale unui desen într-o bibliotecă de lucru în vederea reutilizării lor ;

— păstrarea și consultarea, la cerere, a desenelor în biblioteci-utilizator.

Pe lîngă acestea pot fi menționate următoarele soluții deosebit de eficiente, competitive pe plan mondial și național :

— realizarea efectului de lupă (mărirea unor zone ale desenului) ;

— utilizarea grilei și a altor moduri de inscripționare ;

— preluarea/afișarea coordonatelor unor puncte ale unui desen, prin poziționarea corespunzătoare a cursorului ;

— calculul automat al valorilor unei variabile (X/Y) în funcție de valoarea indicată pentru cealaltă variabilă (Y/X) ;

— modificarea interactivă a parametrilor de desenare ;

— dialog cu utilizatorul pe același ecran cu desenul, prin afișarea unor meniuri succesive de opțiuni pentru fiecare din funcțiunile principale și de lucru ale programelor ;

— preluarea opțiunilor-utilizatorului prin poziționarea cursorului ;

— validarea automată a opțiunilor și respingerea celor eronate ;

— reprezentarea grafică pe terminale alb/negru și color.

Pachetul de programe GRAFIC-V2 poate fi utilizat în orice domeniu de cercetare și proiectare, fiind destinat unor utilizatori (cercetători, proiectanți, specialiști din diferite domenii științifice, economice, tehnologice, cadre de conducere) fără o pregătire informatică deosebită, deoarece este prevăzut cu componente de interfață cu utilizatorul care asigură : autoprezentarea pachetului de programe ; afișarea opțiunilor de lucru (caracter conversațional) ; modificarea dinamică (în timpul execuției) a unor parametri de lucru (caracterul interactiv) ; semnalarea erorilor.

În concluzie, pachetele de programe APD, COREG, VOLMIN, GRAFIC-V2 permit prelucrarea și reprezentarea grafică a datelor experimentale, în mai multe variante de lucru și în diferite etape și momente de timp, contribuind într-o măsură semnificativă la lărgirea considerabilă a cîmpului de investigație științifică și tehnică și, pe această bază, la creșterea productivității muncii în activitatea de cercetare, proiectare, de producție și economică.

Orientările de continuare a lucrărilor privind prelucrarea datelor experimentale se referă la următoarele aspecte : trecerea pe microcalcu-

latoare ; îmbunătăţirea performanţelor de lucru ; completarea cu noi module de prelucrări.

De asemenea, se preconizează perfecţionarea concepţiei referitoare la baza de date experimentale, în scopul reducerii duratei de acces la date (fişiere), precum şi al economisirii memoriei pe suport extern (disc magnetic).

BIBLIOGRAFIE

[1] Baron, T.: *Metode statistice pentru analiza şi controlul calităţii producţiei*. Bucureşti, Ed. didactică şi pedagogică, 1979.

[2] Craiu, V.: *Verificarea ipotezelor statistice*. Bucureşti, Ed. didactică şi pedagogică, 1972.

[3] Gheorghe, F.: *Elaborare pachet de programe pentru fundamentarea deciziilor ştiinţifice, tehnice şi economice în activitatea de cercetare ştiinţifică şi dezvoltare tehnologică*, vol. II, Bucureşti, ICEM, noiembrie, 1986.

[4] Knotek, M. şi Vojta, R.: *Metode statistico-matematice pentru analizarea proceselor siderurgice*, Bucureşti, I.D.T., 1981.

[5] Mihoc, G., Urseanu, V.: *Modele de analiză statistică*. Bucureşti, Ed. Ştiinţifică şi enciclopedică, 1982.

[6] Pop, Vanda: *Prelucrarea datelor experimentale din activitatea de cercetare şi proiectare*, vol. III, Bucureşti, ICEM, iunie, 1983.

[7] Rancu, N. şi Tovissi, I.: *Statistică matematică cu aplicaţii în producţie*. Bucureşti, Ed. Academiei 1963.

[8] Toia, A. şi col. *Pachetul de programe GRAFIC-V2*, Bucureşti, ICEM, decembrie, 1987.

[9] Yule, G. U., Kendall, M. G.: *Introducere în teoria statisticii*. Bucureşti, Ed. Ştiinţifică, 1969.

[10] * * * *Mică enciclopedie de statistică*. Bucureşti, Ed. Ştiinţifică şi enciclopedică, 1985.

REVISTA REVISTELOR

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 20,1988

Aspecte privind întreţinerea în domeniul protecţiei mediului înconjurător şi protecţiei muncii, p. 923 — Recoacerea continuă a tablei subţiri din oţel laminată la rece, sub aspectul materialelor şi al economiei de exploatare, p. 931 — Noi sisteme de acţionare şi reglare în domeniul reducerii prin întindere a ţevilor, p. 939 — Noi sisteme de determinare a gradului de puritate macrostructural al pieselor turnate continuu, laminate neconvenţional, p. 946 — Cea de-a 3-a Conferinţă internaţională asupra zgurelor lichide şi fondanţilor, p. 959 — Consumul de oţel şi intensificarea vînzărilor în ţările capitaliste, p. 963.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 21, 1988

Privatizarea industriei în Anglia, Franţa şi S.U.A., p. 969 — Bandă zincată electrolitic — situaţia în R.F.G., p. 975 — Mărci de oţel de rezistenţă superioară tratate prin recoacere continuă pentru tablă subţire, p. 987 — Sistem automat de control ultrasonic pentru benzi, p. 995 — Controlul pe baza undelor în plăci al tablei de oţel cu o grosime de pînă la 16 mm, cu ajutorul transformatoarelor electromagnetice, p. 997 — Influenţa procedeului de turnare şi a gradului de laminare la cald asupra rezistenţei la oboseală a oţelului pentru arcuri 50CrV4, p. 1 003 — Blech '88: Tîrgul de tablă din Essen, 8—12 noiembrie 1988, R.F.G., p. 1 009 — Privatizarea întreprinderilor din R.F.G., p. 83.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 22, 1988

Optimizarea procedeelor în oţelăriile şi uzinele de laminare moderne, p. 1 017 — Noi tehnologii şi instalaţii pentru deformarea primară şi deformarea oţelului, p. 1 029 — Cuplarea orientată spre mărimea seriilor şi capacitatea proceselor de fabricare la laminoarele la rece, p. 1 035 — Exigenţele actuale impuse calităţii minereului fin sinterizat şi concentratelor, p. 1 041 — Reacţiile adaosurilor de metal din cărămizi de magnezie pe bază de carbon dintr-un convertizor cu oxigen, p. 1 049 — Dezvoltarea şi stadiul tehnic al procedeului RH în oţelăriile firmei Thyssen Stahl AG, p. 1 060 — Cea de-a patra conferinţă internaţională „Turnarea continuă a oţelului", 1988, p. 1 065 — Tehnologia de fabricaţie şi rezultatele metalurgice ale compactării prin pulverizare a unui produs plat din oţel, p. 1 071 — Laminarea la temperatură controlată a oţelului în bare şi sîrme, p. 1 077 — Influenţa structurii primare asupra proprietăţilor finale ale tablei şi benzii laminate la cald p. 1 083 — Instalaţii de forjare cu acţionare hidraulică — dezvoltarea şi rezultatele de exploatare, p. 1 093 — Optimizarea distribuţiei energiei într-o uzină metalurgică integrată, p. 1 097 — Dezvoltări tehnice de utilizare pentru tablă pentru ambalaj la firma Rasselstein AG, p. 1 107 — Sudul Pacificului ca partener comercial, p. 1 115 — Importanţa protecţiei mediului înconjurător, p. 1 119.

Dr. ing. I. Ciobanu
Universitatea Braşov

Cercetări privind influenţa prelungirii canalului de distribuţie asupra reţinerii incluziunilor în reţelele de turnare

CZ :621.743.5

Una din funcţiile canalului de distribuţie al reţelei de turnare constă în reţinerea incluziunilor nemetalice la turnare (amestec de formare, incluziuni de zgură etc.).

Un rol important privind reţinerea incluziunilor, în special la începutul turnării, îl are prelungirea canalului de distribuţie în avalul ultimului alimentator. Influenţa acestei prelungiri (nişă) asupra reţinerii incluziunilor se explică prin faptul că, la începutul turnării, vîrful rece al jetului de aliaj, care conţine de obicei şi cea mai mare cantitate de incluziuni, are tendinţa să-şi continue mişcarea în virtutea inerţiei, în lungul canalului de distribuţie, dincolo de ultimul alimentator, împingînd incluziunile în nişa formată de prelungire. Dacă lungimea acestei prelungiri este mică, incluziunile pot să fie totuşi aspirate în ultimul alimentator, datorită turbulenţei create la intrarea topiturii în acesta. Efectul de reţinere a incluziunilor este redus în acest caz.

Pînă în prezent, nu s-au efectuat cercetări sistematice legate de influenţa prelungirii asupra reţinerii incluziunilor în reţea. De aceea, în practică nu se acordă o atenţie prea mare acestei prelungiri. În unele turnătorii se întîlnesc reţele de turnare la care canalul de distribuţie nu este prelungit de loc în avalul ultimului alimentator.

Avînd în vedere această situaţie, în cadrul laboratorului „Bazele teoretice ale turnării" din Universitatea Braşov, s-au întreprins cercetări pentru stabilirea influenţei acestui parametru constructiv al reţelelor de turnare asupra reţinerii incluziunilor nemetalice la turnare pentru diverse tipuri de canale de distribuţie.

S-a utilizat metoda modelării fizice, folosindu-se drept lichid pentru modelare apa, iar incluziunile s-au modelat cu particule cubice din lemn (sau paralelipipedice) cu latura de 2 mm şi densitatea $\rho = 0{,}5$ g/cm³.

Aceste incluziuni reproduc cu suficientă precizie reţinerea unor incluziuni reale de zgură sau amestec de formare cu densitate cuprinsă între 2500 şi 3500 kg/m³, în cazul turnării fontei [1].

S-au utilizat modele de reţele de turnare din stiplex transparent cu posibilităţi de modificare a lungimii nişei canalului de distribuţie, *lp*, cu ajutorul unui piston glisant.

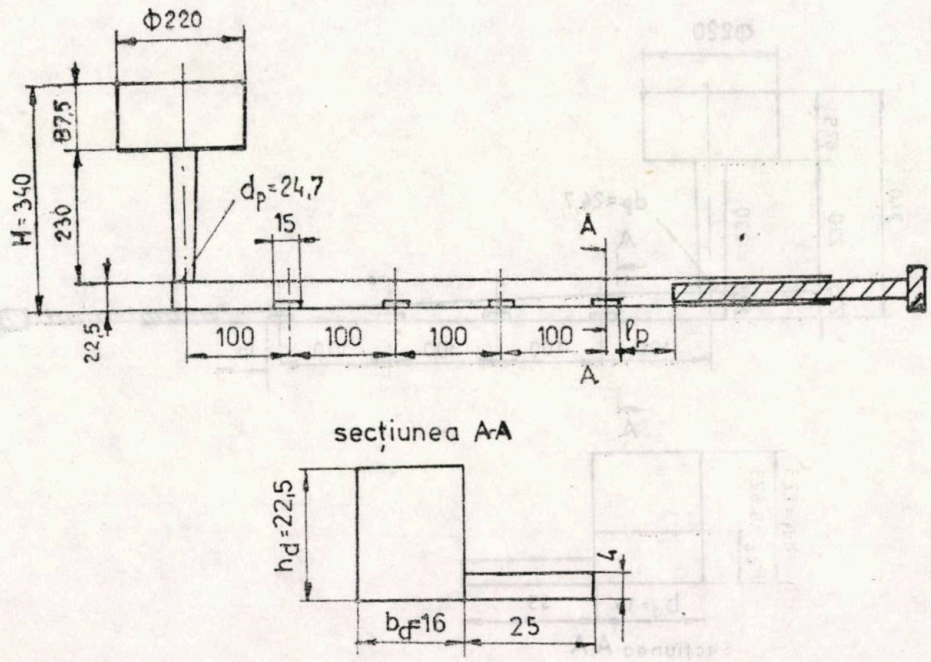


Fig. 1. Dimensiunile reţelei de turnare cu canal de distribuţie cu secţiune constantă, utilizată în cadrul determinărilor experimentale

S-au studiat trei tipuri de rețele de turnare: cu canal de distribuție cu secțiune constantă pe toată lungimea; cu variația secțiunii în trepte; cu variația continuă a secțiunii (tip pană).

Forma și dimensiunile principale ale rețelelor studiate sînt prezentate în figurile 1—3, rețelele de turnare modelate la scară 1:1 avînd următoarele caracteristici:

- raportul de convergență: $S_p : S_d : 4S_a = 2 : 1{,}5 : 1$;
- secțiunea unui alimentator: $S_a = 15 \times 4 = 60$ mm²;
- numărul de alimentatoare: $n = 4$;
- secțiunea totală a alimentatoarelor: $S_{at} = 4 \cdot S_a = 240$ mm²;
- înălțimea totală a rețelei: $H = 340$ mm;
- diametrul piciorului pîlniei: $d_p = 24{,}7$ mm;

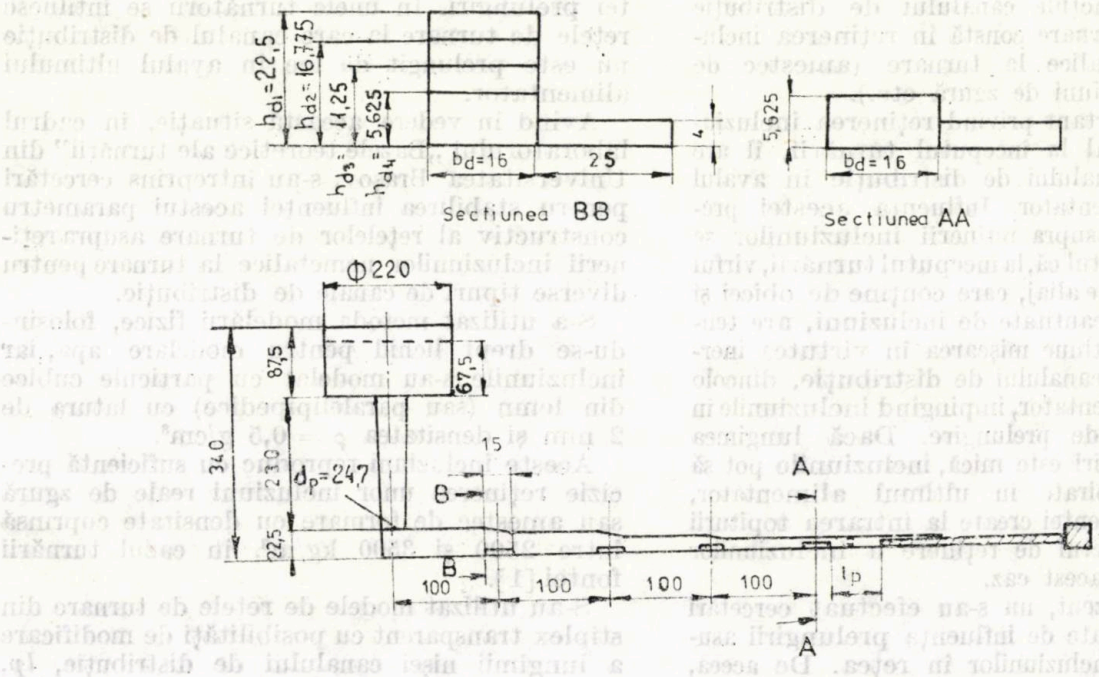


Fig. 2. Dimensiunile rețelei de turnare cu canal de distribuție în trepte, utilizată în cadrul determinărilor experimentale

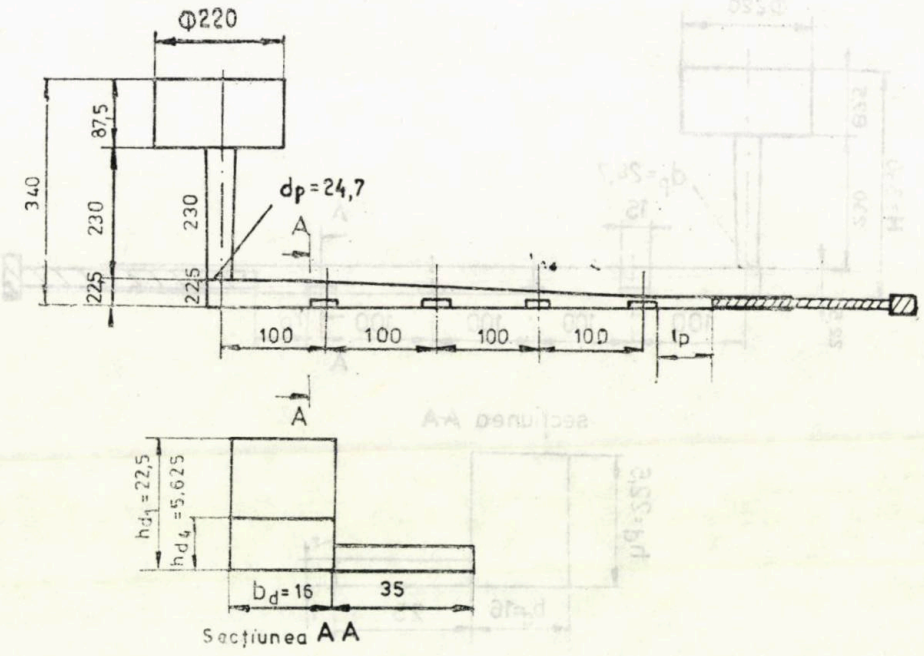


Fig. 3. Dimensiunile rețelei de turnare cu canal de distribuție cu variație continuă a secțiunii, utilizată în cadrul determinărilor experimentale

— secţiunea canalului de distribuţie în amontele primului alimentator: $S_{d1} = 16 \times 22{,}5 = 360$ mm²;

— diametrul pîlniei: $d_p = 220$ mm.

Lungimea nişei canalului de distribuţie s-a modificat de la zero la 250 mm din 50 în 50 mm.

La reţelele cu canal de distribuţie în trepte, înălţimea canalului de distribuţie s-a micşorat în dreptul fiecărui alimentator cu 1/4 (adică $1/n$) din înălţimea primei zone, astfel încît raportul de convergenţă să se menţină acelaşi pentru fiecare zonă în raport cu alimentatoarele din aval.

La reţelele cu canal de distribuţie cu variaţie continuă a secţiunii, secţiunea s-a modificat prin reducerea continuă a înălţimii între primul şi ultimul alimentator. În avalul ultimului alimentator, secţiunea s-a păstrat constantă. Înălţimea canalului de distribuţie în această zonă a fost 1/4 (adică $1/n$) din înălţimea primei zone, iar secţiunea a fost, de asemenea, $S_{d4} = \frac{1}{4} S_{d1}$.

În figura 4 este prezentată una dintre reţelele utilizate în cadrul experimentărilor.

În figura 5 se arată modul de introducere a incluziunilor în reţeaua de turnare şi modul de efectuare a determinărilor. Determinările s-au efectuat în regim de tranziţie. Incluziunile din lemn s-au aşezat la baza piciorului pîlniei, înainte de turnarea lichidului de modelare, ele fiind antrenate în canalul de distribuţie de vîrful jetului.

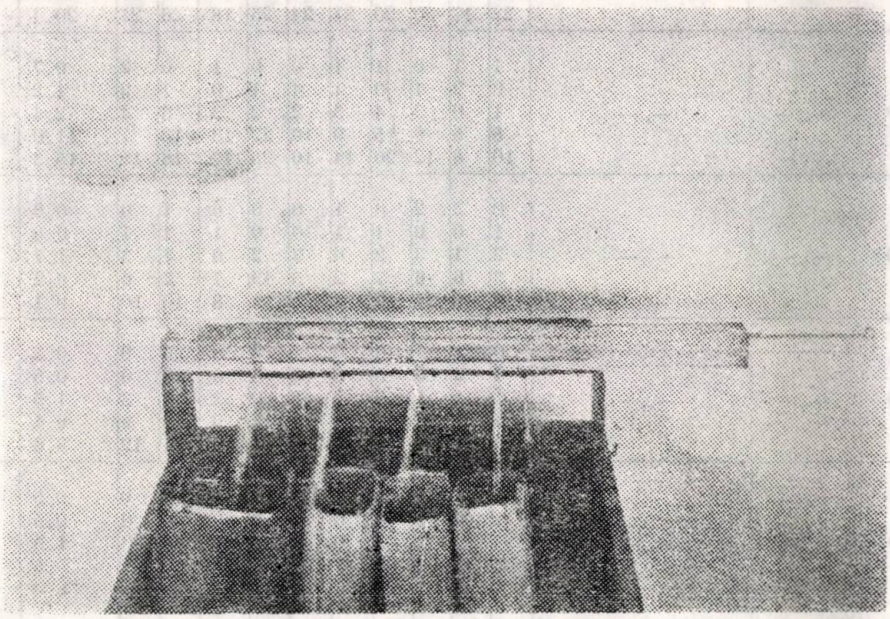


Fig. 4. Reţea de turnare utilizată în cadrul determinărilor experimentale prin modelare

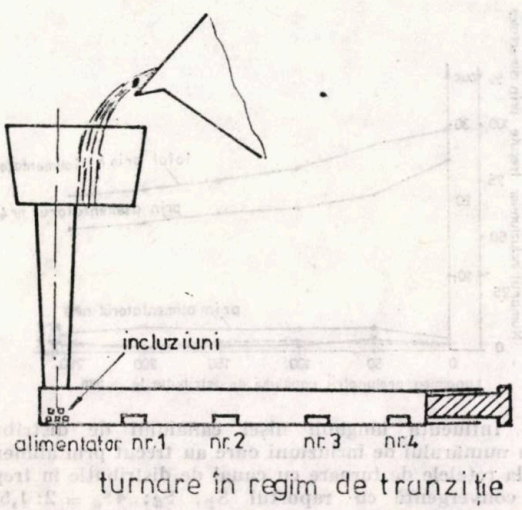


Fig. 5. Modul de introducere a incluziunilor în reţelele de turnare

Turnarea s-a efectuat pînă atunci cînd prin alimentatoare nu au mai ieşit incluziuni.

Eficacitatea reţinerii incluziunilor în canalul de distribuţie s-a apreciat după procentul de incluziuni reţinute în reţea. Deoarece traiectoria incluziunilor în reţea este influenţată de mai mulţi factori întîmplători, practic imposibil de dirijat (aşezarea incluziunilor la baza piciorului; modul de cădere a lichidului din oală şi de reglare a debitului din oala de turnare; traiectoria particulelor de lichid; turbulenţele locale), concluziile s-au stabilit pe baza mediei a zece determinări (tab. 1,2).

În figurile 6—8 s-a reprezentat grafic influenţa lungimii nişei canalului de distribuţie asupra numărului de incluziuni care au fost antrenate prin fiecare alimentator, precum şi prin suma lor.

Tabelul 1

Rezultatele experimentale obținute prin modelare fizică în cazul rețelei cu canal de distribuție cu secțiune constantă

Raportul secțiunilor $S_p : S_d : 4S_a$	Lungimea prelungirii l_p, mm	Nr. de incluz un introduse	Nr. de ordine al alimentatorelor	Numărul de incluziuni trecute prin alimentatcare la diverse turnări											Nr. de incluziuni reținute	Eficacitatea rețelei, %
				I	II	III	IV	V	VI	VII	VIII	IX	X	media		
2 :1,5 :1 constant	0	30	2	1	0	2	1	0	2	2	1	1	0	1	29,0	96,67
			3	1	1	3	1	3	3	4	2	1	0	1,9	28,1	93,67
			4	2	4	1	3	4	1	4	4	3	5	3,1	26,9	89,67
			total	25	22	22	21	23	21	20	22	22	21	22,2	7,8	26,00
				29	27	28	29	30	27	30	29	27	26	28,2	1,8	6,00
—„—	50	—„—	—„—	2	2	0	1	1	1	0	1	2	0	1	29,0	96,67
				0	2	0	1	2	3	0	2	2	3	1,51	28,5	95,00
				2	2	1	1	3	4	3	3	4	3	2,6	27,4	91,33
				18	11	19	17	15	16	22	12	18	15	15,3	14,7	49,00
				22	17	20	20	21	24	25	18	26	21	20,4	9,6	32,00
—„—	100	—„—	—„—	1	1	0	1	1	0	0	1	0	2	0,7	29,3	97,67
				0	2	1	0	1	4	1	0	1	2	1,2	28,8	96,00
				1	0	2	4	3	2	2	3	3	4	2,4	27,6	92,00
				8	5	9	15	9	10	22	13	12	7	11,0	19,0	63,33
				10	8	12	20	14	16	25	17	16	15	15,3	14,7	49,00
—„—	150	—„—	—„—	0	2	2	0	1	0	0	0	1	0	0,6	29,4	98,00
				1	0	0	1	1	0	0	1	1	1	0,6	29,4	98,00
				2	1	3	2	0	3	2	0	1	3	1,7	28,3	94,33
				3	6	6	7	2	5	13	7	7	6	6,2	23,8	79,33
				6	9	11	10	4	8	15	8	10	10	9,1	20,9	69,67
—„—	200	—„—	—„—	0	1	1	0	0	1	2	0	0	0	0,5	29,5	98,33
				0	2	0	0	0	3	0	0	0	0	0,5	29,5	98,33
				1	1	1	2	2	1	0	3	1	3	1,5	28,5	95,00
				4	7	5	3	6	4	4	9	10	9	6,1	23,9	79,67
				5	11	7	5	8	9	6	12	11	12	8,6	21,4	71,33
—„—	250	—„—	—„—	0	1	1	0	1	0	2	0	0	0	0,5	29,5	98,33
				1	0	2	1	0	1	0	0	0	0	0,5	29,5	98,33
				0	2	2	2	0	3	1	0	2	3	1,5	28,5	95,00
				2	4	6	7	7	6	8	8	3	4	5,5	24,5	81,67
				3	7	11	10	8	10	11	8	5	7	8,0	22,0	73,33

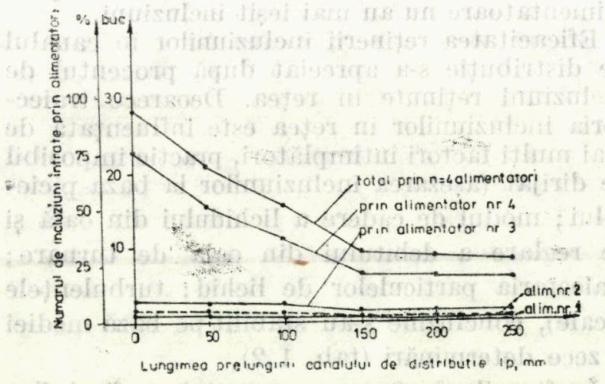


Fig. 6. Influența lungimii nișei canalului de distribuție asupra numărului de incluziuni care au trecut prin alimentatoare la rețelele de turnare cu canal de distribuție constantă: rețea convergentă cu raportul S_p; S_d; $4S_a = 2:1{,}5:1$; canal de distribuție cu secțiune constantă; înălțimea rețelei: $H = 340$ mm; $S_a = 15 \times 4 = 60$ mm²

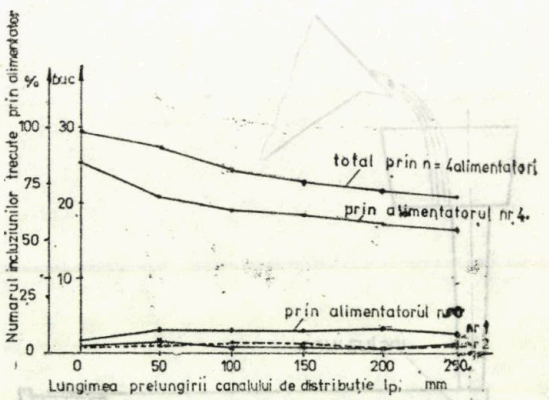


Fig. 7. Influența lungimii nișei canalului de distribuție asupra numărului de incluziuni care au trecut prin alimentatoare la rețelele de turnare cu canal de distribuție în trepte: rețea convergentă cu raportul S_p; S_d; $4S_a = 2:1{,}5:1$; canal de distribuție în trepte; înălțimea rețelei: $H = 340$ mm; $S_a = 15 \times 4 = 60$ mm²

Tabelul 2

Rezultatele experimentale obținute prin modelare fizică în cazul rețelei cu canal de distribuție cu variație în trepte a secțiunii

Raportul secțiunilor $S_p : S_d : SS_a$	Lungimea nișei canalului distribuitor l_p, mm	Nr. total de incluziuni	Nr. de ordine al alimentatoarelor	Numărul de incluziuni trecute prin alimentatoare la zece determinări											Nr. de incluziuni reținute	Eficacitatea rețelei, %
				I	II	III	IV	V	VI	VII	VIII	IX	X	media		
2 : 1,5 :1 trepte	0	30	1	1	0	0	0	1	0	1	1	5	1	1,0	29	96,67
			2	1	1	2	1	0	2	0	1	1	1	1,0	29	96,67
			3	1	2	1	1	4	1	2	3	0	1,8	28,2	94,00	
			4	24	26	26	27	28	23	28	26	20	27	25,5	4,5	15,00
			total	29	29	30	29	30	29	30	30	29	29	29,3	0,7	2,33
—"—	50	—"—	—"—	2	3	1	1	1	4	3	2	0	0	1,7	28,3	94,33
				0	2	2	1	2	1	2	5	0	1	1,6	28,4	94,67
				2	5	3	1	1	7	4	4	4	2	3,3	26,7	89,00
				20	19	21	27	25	18	21	17	18	21	20,7	9,3	31,00
				24	29	27	30	30	30	30	28	22	24	27,3	2,7	9,00
—"—	100	—"—	—"—	0	0	1	1	1	1	1	2	0	1	0,4	29,2	97,33
				1	1	3	2	1	0	2	1	1	1	1,4	28,6	95,33
				2	2	3	3	2	2	3	2	3	8	3,0	27,0	90,00
				18	19	16	20	24	17	21	22	15	18	19,0	11,0	36,67
				21	22	23	26	28	20	27	28	19	28	24,2	5,8	19,33
—"—	150	—"—	—"—	0	1	0	0	1	1	1	2	1	1	0,8	29,2	97,33
				3	2	1	0	0	0	2	2	2	0	1,2	28,8	96,00
				3	4	5	1	3	1	0	3	2	2	3,0	27,0	90,00
				15	18	23	17	20	22	20	17	19	14	18,5	11,5	38,66
				21	24	29	18	24	24	29	24	24	17	22,9	7,1	23,66
—"—	200	—"—	—"—	1	0	1	1	1	1	0	1	1	0	0,7	29,3	97,67
				0	1	0	0	0	0	2	1	0	3	0,7	29,3	97,67
				0	2	4	7	3	4	5	3	2	3	3,3	26,7	89,00
				11	20	22	13	22	13	15	21	17	16	17,0	13,0	43,33
				12	23	27	21	26	18	22	26	20	22	21,7	8,3	27,66
—"—	250	—"—	—"—	1	1	2	0	2	0	1	3	0	2	1,2	28,8	96,00
				0	1	0	0	0	4	2	0	1	2	1,0	29,0	96,67
				2	6	4	3	1	2	3	2	2	0	2,5	27,5	91,67
				12	14	20	16	19	14	18	13	15	20	16,1	13,9	46,33
				15	22	26	19	22	20	21	18	18	24	20,8	9,2	30,66

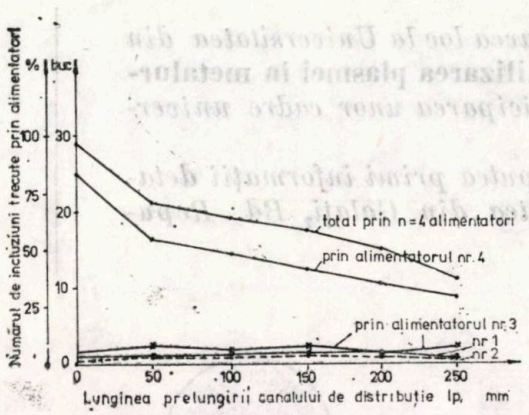


Fig. 8. Influența lungimii nișei canalului de distribuție asupra numărului de incluziuni care au trecut prin alimentatoare la rețelele de turnare cu canal de distribuție tip pană (cu variație continuă a secțiunii); rețea convergentă cu raportul S_p; S_d; $4S_a = 2 : 1{,}5 : 1$; canal de distribuție în formă de pană; înălțimea rețelei $H = 340$ mm; $S_a = 15 \times 4 = 60$ mm²

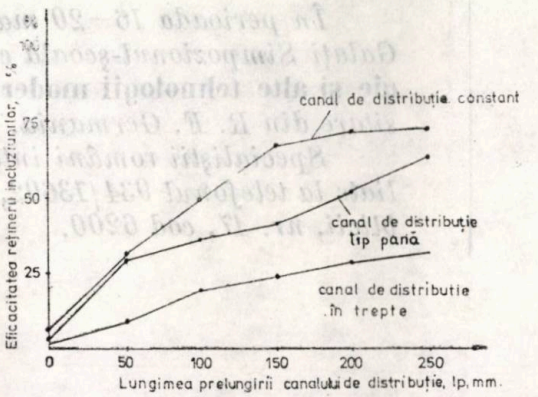


Fig. 9. Eficacitatea reținerii incluziunilor în rețelele de turnare cu $n = 4$ alimentatoare, în funcție de prelungirea canalului de distribuție; rețea convergentă cu raportul S_p; S_d; $4S_a = 2 : 1{,}5 : 1$; înălțimea rețelei $H = 340$ mm; secțiunea de atac a unui alimentator $S_a = 15 \times 4 = 60$ mm²

În figura 9 s-a reprezentat influenţa aceluiaşi parametru asupra eficacităţii reţinerii incluziunilor în reţelele de turnare studiate.

Din analiza rezultatelor obţinute şi a diagramelor reprezentate se desprind următoarele concluzii :

— Cea mai bună reţinere a incluziunilor la începutul turnării este asigurată de reţelele de turnare cu canal de distribuţie cu secţiune constantă.

— Lungimea nişei canalului de distribuţie are o influenţă mare asupra reţinerii incluziunilor la începutul turnării.

— În absenţa nişei canalului de distribuţie în avalul ultimului alimentator, eficienţa reţinerii incluziunilor în canalul de distribuţie la începutul turnării este foarte scăzută, aproape nulă.

Cea mai mare parte din incluziunile care trec prin alimentatoare în piese pătrunde prin ultimul alimentator, deci ultima piesă este practic cea care conţine cele mai multe incluziuni provenite din vîrful rece al jetului la turnare.

— Lungimea optimă a prelungirii canalului de distribuţie care asigură o eficacitate a reţinerii incluziunilor de circa 75% este diferită la cele trei tipuri de reţele.

La reţelele cu canal de distribuţie constant cu dimensiunile secţiunii de ordinul celor studiate, lungimea optimă este $l_p = 150$ mm, la reţelele cu canal de distribuţie cu variaţie continuă a secţiunii este $l_p = 250$ mm , iar la cele cu canal în trepte este mult mai mare.

— La reţelele de turnare cu canal de distribuţie în trepte, eficacitatea reţinerii incluziunilor în prelungirea canalului de distribuţie este cea mai redusă, iar influenţa lungimii nişei este mult mai mică decît la reţelele cu canal de distribuţie constantă.

Această dependenţă se explică prin volumul mult mai redus al nişei (datorită secţiunii mai mici a ultimei zone a canalului de distribuţie), ceea ce determină umplerea mai rapidă a nişei cu lichid. Pe de altă parte, influenţa mai mică a nişei asupra reţinerii incluziunilor se explică prin turbulenţele locale care se creează la fiecare treaptă de reducere a secţiunii canalului de distribuţie şi care perturbă deplasarea rectilinie a vîrfului jetului, inclusiv a incluziunilor, determinînd pătrunderea acestora în număr mult mai mare prin primele alimentatoare.

Reţelele cu canal de distribuţie cu variaţie continuă a secţiunii se situează din punct de vedere al reţinerii incluziunilor la începutul turnării, între reţelele cu secţiuni constante şi în trepte.

Comportarea lor este însă mai apropiată de reţelele cu canal de distribuţie cu secţiune constantă, decît de cele cu canal de distribuţie în trepte. Aceasta pune în evidenţă faptul că influenţa negativă a turbulenţelor create de reducerea bruscă a secţiunii canalului de distribuţie este mai mare decît cea a reducerii continue a secţiunii.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ciobanu, I.: *Cercetări privind influenţa alimentării asupra calităţii pieselor turnate din aliaje metalice*. Teză de doctorat. Institutul Politehnic Bucureşti, 1985.

În perioada 16—20 mai 1989, va avea loc la Universitatea din Galaţi Simpozionul-şcoală cu tema: **Utilizarea plasmei în metalurgie şi alte tehnologii moderne,** *cu participarea unor cadre universitare din R. F. Germania.*

Specialiştii români interesaţi vor putea primi informaţii detaliate la telefonul 934/13602, Universitatea din Galaţi, Bd. Republicii, nr. 47, cod 6200.

MŰSZAKI INFORMÁCIÓS IRODA

INTREPRINDEREA CARBOCHIM CLUJ

CLUJ-NAPOCA
Piata 1Mai nr. 3
Telefon 32047 Telex 31364

PRODUCE:

ABRAZIVI PE SUPORT

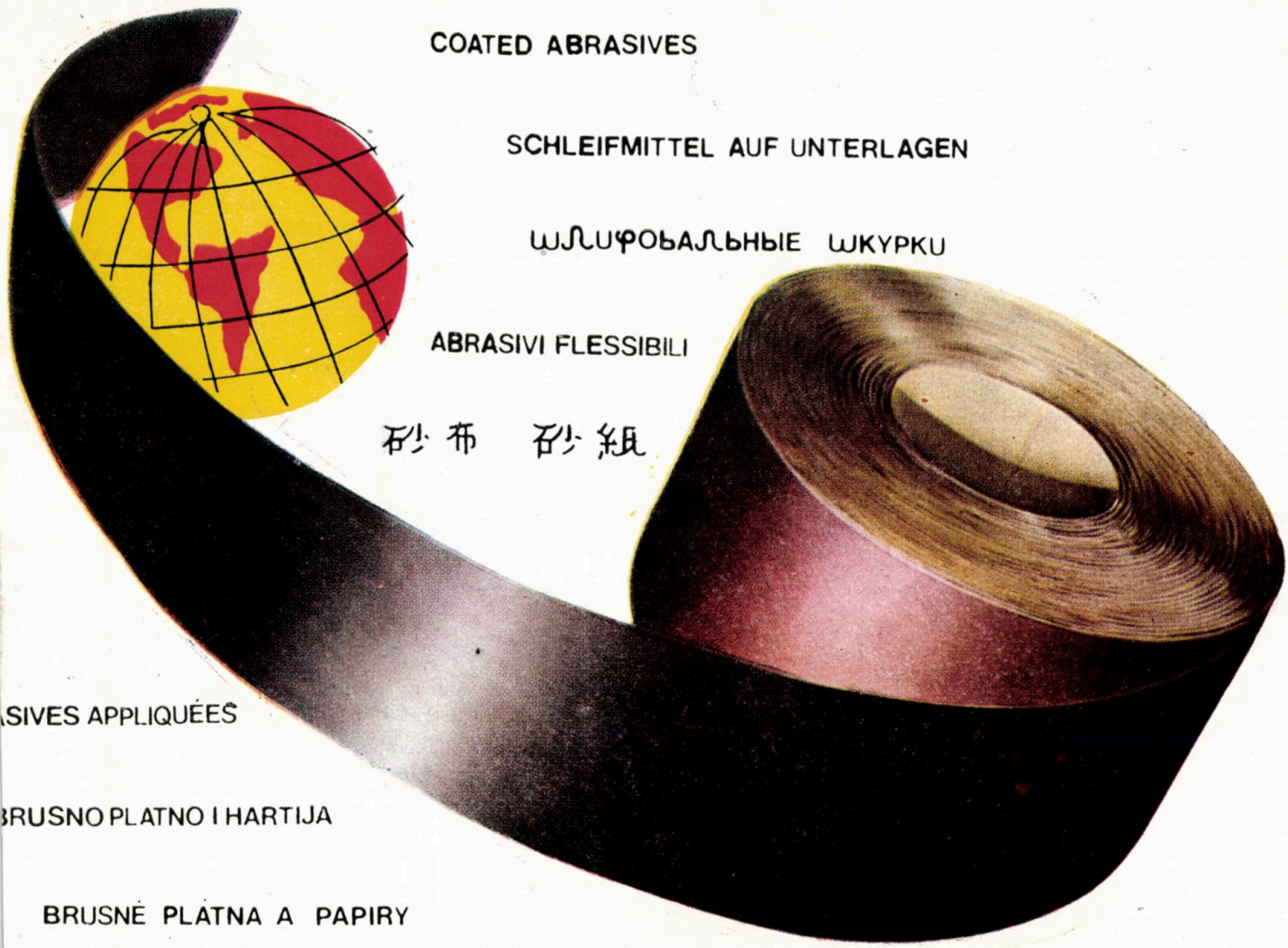
COATED ABRASIVES

SCHLEIFMITTEL AUF UNTERLAGEN

ШЛИФОВАЛЬНЫЕ ШКУРКИ

ABRASIVI FLESSIBILI

砂布　砂紙



ASIVES APPLIQUÉES

BRUSNO PLATNO I HARTIJA

BRUSNÉ PLÁTNA A PAPIRY

PENTRU SLEFUIREA TUTUROR TIPURILOR DE MATERIALE

EXPORTATOR

MINERALIMPORTEXPORT

BUCURESTI 70033 Bd. Republicii nr. 16
Tel. 139167 Telex 118736 ROMANIA

1989 AUG

E 3280

METALURGIA

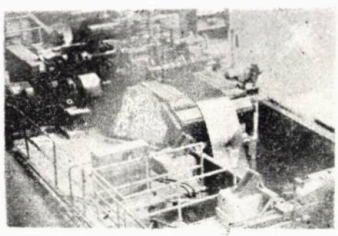
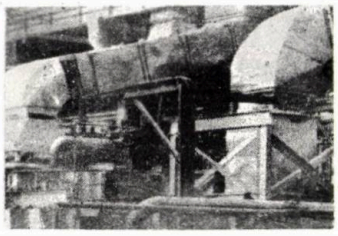
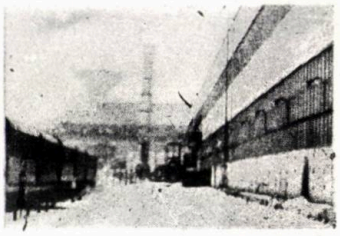
REFERATIVA

Koh.

R 1989 -05- 26

3

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XLI • NR. 3 • MARTIE 1989

INSTITUTUL DE INGINERIE TEHNOLOGICĂ
ȘI PROIECTARE
PENTRU UZINE ȘI SECȚII DE LAMINARE

IPROLAM

ELABOREAZĂ

- STUDII ȘI PROIECTE PENTRU LAMINOARE DE PRODUSE PLATE, ȚEVI, PROFILE, TREFILATE ȘI CUPTOARE DE ÎNCĂLZIRE ȘI TRATAMENT TERMIC

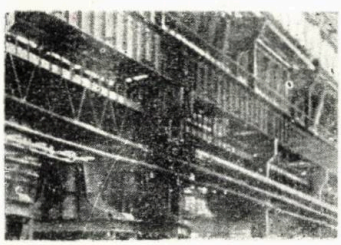
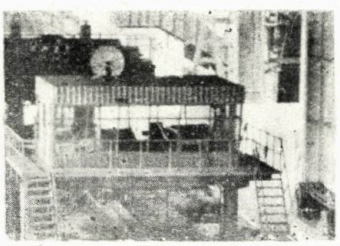
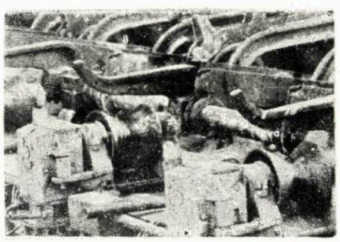
ASIGURĂ

- ASISTENȚA TEHNICĂ LA UZINARE, MONTAJ, PUNERE ÎN FUNCȚIUNE

ACORDĂ

- ENGINEERING ÎN STRĂINĂTATE

STR. NEGUSTORI, NR. 23—25, BUCUREȘTI, SECTOR 2, COD 79648, TEL. 15 87 39

METALURGIA

Anul 41 Nr. 3 Martie 1989

CUPRINS

Angelescu, N., Szabo, A. și Suciu, I.: **Realizări și perspective privind fabricarea și utilizarea materialelor refractare pentru căptușirea cuptoarelor cu inducție** . 117

Collin, G.: **Utilizarea smoalei din gudronul de huilă ca aditiv al șarjei de cărbune pentru cocs** 121

Anghelina, D.: **Considerații privind determinarea conținutului critic de carbon la elaborarea oțelurilor inoxidabile prin tratament în vid** 129

Ielciu, M. și Deak, Z.: **Optimizarea repartizării reducerilor pe cajele laminoarelor reductoare-alungitoare** 132

Moldovan, P., Cristea, Lidia și Dumitrescu, C.: **Noi materiale pe bază de aluminiu cu grafit cu proprietăți speciale destinate industriei electrotehnice** 134

Lungu, Paula, Cristescu, Elena și Miron, Paula: **Cercetări privind obținerea unor materiale compozite din pulberi acoperite** 136

Ripoșan, I., Decean, V. și Mitrofan, A.: **Piese mari din fontă cu grafit nodular fără grafit degenerat și cu caracteristici mecanice ridicate** 138

Soimoși, F., Kovacs, Șt. și Vajda, C.: **Turnarea sub presiune în matrițe vidate** 143

Cohn, E. și Scurtu, Ioana: **Considerații privind relațiile dintre eficiența și structura chimică a adaosurilor carbonice** 146

Drăgulin, M., Axinte, Elena, Vasiloiu, Aneta, Savin, I., Deacu, Maria, și Licurici, M.: **Considerații privind realizarea prin turnare centrifugală a tuburilor din oțel inoxidabil cu aplicații în domeniul componentelor CNE** : 149

Negrea, I. și Roșca, Cristina: **Optimizarea caracteristicilor corpurilor abrazive** 151

Dumitrescu, C., Albiță, Gh. și Rădulescu, M.: **Considerații privind influența structurii asupra comportării la uzare a materialelor metalice.** 154

REVISTA REVISTELOR 120, 131

RECENZIE 128

.Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM, Departamentul Export-Import, Presă. P.O. Box 136—137. Telex: 11 226 BUCUREŞTI, str. 30 Decembrie, nr. 3

Preşedintele colegiului de redacţie: prof. dr. ing. L. SOFRONI

Redactor: ELENA PĂRVU

Tehnoredactor: MARIETA RUBŢOV

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice şi al Consiliului Naţional al Inginerilor şi Tehnicienilor din Republica Socialistă România—Redacţia şi administraţia, Bucureşti, str. Mendeleev 21—25, sector 1. Telefon: 59.49.90. Revista este editată de ICEM—O.I.D. Instituţiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — Filiala sector 6 — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament: lei 180 anual. Costul unui exemplar: lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informaţia", str. Brezoianu, nr. 23—25, Bucureşti

I.P. „Informaţia"—c. 1005

CONTENTS

DC: 666.76: 621.365.5

Anghelescu, N., Szabo, A. and Suciu, I.: **Results and prospects of the manufacturing and use of refractory materials for the relining of induction furnaces**

The paper presents several Romanian refractory products (concrete and refractory masses, dried binders and chemical binder products) such as: superaluminious, spinel and magnesium refractory products, used for relining induction furnaces for maintaining pig iron and steelmaking. Furthermore the authors present the achievements related to the use of the above mentioned refractory materials.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 117 – 120

DC: 662.741.3: 662.749.39

Collin, G.: **The use of pitch out of coal tar as an addition to the coking coal charge**

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 121–128

DC: 669.161.18: 669.018.8

Anghelina, D.: **Considerations on the determination of the critical carbon content at stainless steel steelmaking by vacuum treatment**

The author presents two methods of determining the critical carbon content which may be reached by the metal bath at the vacuum decarburizing of Cr high alloy steels.

The author presents an analytical relationship according to the main parameter of the decarburizing process; on the basis of this relationship the author draws curves accounting for the variation of carbon content.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 129–131

DC: 539.371: 621.744

Ielciu, M. and Deak, Z.: **Optimizing the distribution of reductions on the elongation sinking rolling mills**

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 132–133

DC: 669.018: 669.71

Moldovan, P., Cristea, Lidia and Dumitrescu, C.: **New materials based on graphite aluminium with special properties fot the electrotechnical industry**

The paper presents an original process of manufacturing graphited AlMgSi alloys, with fine structure and the uniform dispersion of graphite.

The new materials for the electrotechnical industry and electronic industry are characterized by high density, electrical conductivity, good antifriction and cutting properties and adequate mechanical properties.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 134–135

DC: 621.785: -492.2

Lungu, Paula, Cristescu, Elena and Miron, Paula: **Researches on the way of obtaining composite materials out of multilayer powders**

The paper presents the results of researches and experiments for the manufacturing of composite materials out of multilayer powders, obtained by chemical deposition of metal layers (cooper) on a powder core (graphite, tungsten). The composite materials thus obtained were processed by techniques specific to the powder metallurgy, under the form of brushes and electrical contacts. The physico-mechanical and electric characteristics of these products were determined by comparison to those of the conventional products with similar compositions.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 136–137

DC: 669.131.622

Ripoşan, I., Deceanu, V., Mitrofan, A.: **Large nodular graphite cast iron castings without chunky graphite and with various mechanical characteristics**

In onder to obtain large castings (7,5 t) made of 400–15 (ferritic) nodular graphite cast iron, with $R_{p0,2} > 280$ N/mm², without casting flows and chunky graphite, the authors recommend the following chemical analysis: 3.4–3.8 % C, 2.2–2.4 % Si, max. 0.2 % Mn, 0.05% P and a carbon equivalent of 4.2–4.5 % with a thorough control of the accompanying elements. The modification was achieved under good conditions by the Tundish-Cover process, with FeSiCaBaMg (with barium and without rare earth), whereas the postmodification in the mould is achieved with VP 205 pills. It is very important to achieve a controlled solidification, with the help of external coolers, the castings being cast in rigid molds, on the basis of furanic resins.

Metalurgia (41) nr. 3, 1989, p. 138–142

DC: 621.746.01

Şoimoşi, F., Kovacs, Şt. and Vajda, C.: **Die casting in vacuumed moulds**

The authors present data on the design and manufacture of vacuumed moulds during the die casting of castings used on car instrument panels. To this effect horizontal cold chamber machines are manufactured. Zinc alloys are used.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 143–145

Cohn E, and Scurtu, Ioana: **Relationship between the efficiency and the chemical structure of the carbonic additives**

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 146–148

DC: 621.746.01

Drăgulin, M., Axinte, Elena, Vasiloiu, Aneta, Savin, I., Deacu, Maria and *Licurici, M.:* **Considerations on the achievement by centrifugal casting of stainless steel tubes used for nuclear energy station components**

The centrifugal casting of the component called "the extension of the cylindrical tube" has lead to the physico-mechanical properties of cast products. They describe the technology which has been used.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 149–150

Negrea, I. and Roşca, Cristina: **The optimizing of abradant body characteristics**

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 151–153

CD: 621.785:620.178.1

Dumitrescu, C., Albiţă, Gh. and *Rădulescu, M.:* **The influence of structure on the metal wear**

The abrasive wear is a mechanical process of degrading the surfaces of the parts which contact harder bodies or particles.

This paper presents sinthetically the main aspects of the influence of structure on the wear behaviour of metal materials which is very important for the design, operation and maintenance of the metallurgical, chemical equipment.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 154–160

ORSZÁGOS MŰSZAKI INFORMÁCIÓS HÖZPONTÁS KÖNYVTÁR 1883

INHALT

DK: 666.76: 621.365.5

Angelescu, N., Szabo, A. und Suciu, I.: **Ausführungen und Entwicklungstendenzen der Herstellung und Verwendung der feuerfesten Stoffe für die Induktionsofenzustellung**

In der vorliegenden Arbeit werden einige hitzebeständige rumänische Produkte beschrieben (Betons und feuerfeste Massen, trockene Bindemitteln sowie Produkte auf Basis von chemischen Bindemitteln), Typ: superaluminium-, spinell- und magnesiumartig, die beim Zustellen der Induktionsöfen für die Gleichhaltigkeit des Roheisens und der Stahlherstellung eingesetzt werden. Es werden gleichfalls die Einsatzleistungen der o.g. hitzebeständigen Stoffe dargestellt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 117—120

DK: 662.741.3: 662.749.39

Collin, G.: **Einsatz von Steinkohlenteerpech als Kokskohlenadditiv**

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 121—128

DK: 669.161.18: 669.14.018.8

Anghelina, D.: **Betrachtungen zur Bestimmung des kritischen Kohlenstoffgehalts bei der Herstellung der nichtrostenden Stähle durch Vakuumbehandlung**

Es werden zwei Methoden für die Bestimmung des kritischen Kohlenstoffgehalts angeführt, welchen eine Metallschmelze während der Vakuumentkohlung der Cr-hochlegierten Stähle erreichen kann, dargestellt.

Es wird eine analytische Beziehung, abhängig von den wichtigsten Parametern des Entkohlungsprozesses, grundlegend auf Kurven die die Schwankungen des Kohlenstoffinhalts kennzeichnen, dargestellt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 129—131

DK: 539.371: 621.774

Ielciu, M. und Deak, Z.: **Optimierung der Verteilung der Reduzierungen auf Gerüste von Streckreduzierwalzwerken**

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 132—133

DK: 669.018;669.71

Moldovan, P., Cristea, Lidia und Dumitrescu, C.: **Neue Werkstoffe auf Basis von Aluminium mit Graphit, für die Elektrotechnik**

In der Arbeit wird ein eigenentwickeltes Verfahren für die Herstellung von graphitierten AlMgSi-Legierungen, mit feinem Gefüge und gleichmässige Streuung des Graphits dargestellt.

Die neuen Werkstoffe für die Elektrotechnik und Elektronik sind durch eine hohe Dichte, eine hohe elektrische Leitfähigkeit, gute Antifriktions- und spanabhebende Bearbeitungseigenschaften sowie mechanische Eigenschaften gekennzeichnet.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 134—135

DK: 621.785.492.2

Lungu, Paula, Cristescu, Elena und Miron, Paula: **Erforschungen betreffs der Erzielung von Kompoundwerkstoffen aus mehrbeschichteten Pulvern**

Die Arbeit bestätigt die Ergebnisse einiger Erforschungen und Untersuchungen mit dem Ziel der Herstellung einiger Kompoundwerkstoffe aus beschichteten Pulvern, die durch chemische Ablagerung der metallischen Schichten (Kupfer) auf einem pulverförmigen Kern (Graphit, Wolfram) erzielt wurden. Die in dieser Art erhaltenen Werkstoffe wurden, mittels von pulvermetallurgischen Verfahren, unter der Form von Bürsten und elektrischen Kontakten verarbeitet. Die physikalisch-mechanischen und elektrischen Eigenschaften der o.g. Produkte wurden vergleichsmässig mit denen deherkömmlichen Produkte, mit ähnlichen Zusammensetzungen, bestimmt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 136—137

DK: 669.131.622

Ripoşan, I., Decean, V., Mitrofan, A.: **Grosse Pressen aus Roheisen mit Kugelgraphit ohne entarteten Graphit und mit guten mechanischen Eigenschaften**

Für die Herstellung einiger grossen Werkstücken (7,5 t) aus 400—15 Fgn (ferritisch) mit $R_{p0,2} > 280$ N/mm², ohne Gussfehlern und ohne entarteten Graphit (chunky-Graphit) sind 3,4—3,8 %C, 2,2—2,4 % Si, max. 0,2 % Mn, max. 0,05 % Pund Kohlenstoff gleichwertig mit 4,2—4,5 %, mit genauer Kontrolle der Begleitelemente empfohlen. Die Veränderung wurde unter günstigen Bedingungen mittels des Tundish-Cover Verfahrens, mit FeSiCaBaMg (mit Barium und ohne Seltenerden); die Nachänderung wird im Formenbecken mit VP 205-Presslinge durchgeführt. Dementsprechend ist die gerichtete Aushärtung, mit Hilfe von äusseren Kühlern, während die Werkstücke in erstarrten Formen auf Basis von Furanharzen gegossen werden, sehr wichtig.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 138—142

DK: 621.746.01

Soimoşi, F., Kovacs, Şt. und Vajda, C.: **Druckgiessen in Vakuummatrizen**

Es werden einige Angaben betreffs der Planung und der Ausführung der Vakuummatrizen während dem Druckgiessen einiger Bestandteile der Schalttische für Personenkraftwagen angegeben. Deswegen werden Maschinen mit Horizontalkühlkammern angewandt. Die eingesetzten Legierungen sind auf Basis von Zink hergestellt worden.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 143—145

DK: 669.046.52: 546.26

Cohn, E. und Scurtu, Ioana: **Einige Betrachtungen angesichts den Beziehungen zwischen dem Wirkungsgrad und der chemischen Zusammensetzung der Kohlenstoffzusätze**

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 146—148

DK: 621.746.01

Drăgulin, M., Axinte, Elena, Vasiloiu, Aneta, Savin, I., Deacu, Maria und Licurici, M.: **Betrachtungen angesichts der Erzeugung durch Zentrifugalgiessen der rostfreien Stahlrohre mit Anwendungen im Bereich der CNE-Komponenten**

Das Zentrifugalgiessen der Entwicklungsrichtung „Dehnung der zylindrischen Rohre" führte zur Verbesserung der physikalisch — mechanischen Eigenschaften der gegossenen Produkte. Es wird die angewandte Verfahrenstechnik dargestellt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 149—150

DK: 621.921

Negrea, I. und *Roşu, Cristina:* **Optimierung der Eigenschaften der abrasiven Körpern**

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 151—153

DK: 621.785: 620.178.1

Dumitrescu, C., Albiţă, Gh. und Rădulescu, M.: **Betrachtungen angesichts des Gefügeeinflusses auf das Verhalten, beim Verschleiss, der metallischen Werkstoffe**

Der Abriebverschleiss ist ein mechanischer Abbauprozess der Oberflächen der Werkstücke die sich in Kontakt mit Körpern oder härteren Partikeln befinden.

In der vorliegenden Arbeit werden kurz die wichtigsten Aspekte der Einwirkung des Gefüges auf das Verschleissverhalten der metallischen Werkstoffe die für die Projektierung, den Betrieb und der Instandhaltung der metallurgischen oder chemischen Anlagen interessant sind, dargestellt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 154—160

SOMMAIRE

CD: 666.76.621.36

Angelescu, N., Szabo, A. et Suciu, I.: **Réalisations et perspectives dans la fabrication et l'utilisation des matières réfractaires pour le revêtement des fours à induction**

Les auteurs présentent quelques produits refractaires roumains (bétons et masses réfractaires, liants à sec et produits à base de liants chimiques) superalumineux, spinel et magnésiens, utilisés au revêtement des fours à induction pour le maintien de la fonte brute et l'élaboration de l'acier.

On présente également les réalisations concernant l'utilisation des matières réfractaires mentionnées.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 117—120

CD: 662.741.3: 662.749.39

Collin, G.: **L'utilisation de la poix de goudron de four à coke comme addition dans la charge des charbons pour coke**

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 121—128

CD: 669.161.18: 669.14.018.8

Anghelina, D.: **Considérations sur la détermination de la teneur critique en carbone pour l'élaboration des aciers inoxydables par le traitement sous vide**

On présente deux méthodes de détermination de la teneur critique en carbone d'une bain métallique au cours de la décarburation en vide des aciers hautement alliés par Cr.

L'auteur présente une relation analytique en fonction des principaux paramètres du processus de décarburation.

A partir de cette relation on trace les courbes qui présentent la variation de la teneur en carbone.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 129—131

CD: 539.371: 621.774

Ielciu, M. et Deak, Z.: **L'optimisation de la répartition des réductions sur les cages des laminoirs réducteurs étireurs**

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 132—133

CD: 669.018: 669.71

Moldovan, P., Cristea, Lidia et Dumitrescu, C.: **Nouveaux matériaux à base d'aluminium à graphite, à propriétés spéciales pour l'industrie électrotechnique**

L'article présente un processus original d'élaboration d'alliages AlMgSi graphités, à structure fine et à dispersion uniforme du graphite.

Les nouveaux matériaux pour l'industrie électrotechnique et électronique se caractérisent par une haute densité, une conductibilité électrique élevée, des caractéristiques supérieures antifriction et d'usinage par enlèvement des copeaux et des propriétés mécaniques adéquates.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 134—135

CD: 621.785:-492.2

Lungu, Paula, Cristescu, Elena et Miron, Paula; **Recherches sur l'obtention des matériaux composites en poudres multistratifiées**

Les auteurs présentent les résultats de certaines recherches et expérimentations effectuées afin de réaliser des composites en poudres stratifiées, obtenus par la déposition chimique des couches métalliques (le cuivre) sur un noyau pulvérulent (graphite, wolfram). Les matériaux composites ainsi obtenus ont été transformés par des techniques propres à la métallurgie des poudres, en brosses et contacts électriques. Les caractéristiques physiques, mécaniques et électriques de ces produits ont été comparées à celles des produits classiques de compositions similaires.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 136—137

CD: 669.131.622

Ripoşan, I., Decean, V., Mitrofan, A.: **Pièces de grandes dimensions en fonte à graphite dégénéré et à caractéristiques mécaniques supérieures**

Afin d'obtenir des pièces de grandes dimensions (7,5 t) en Fgn 400—15 ayant $R_{p0,2} > 280$ N/mm², sans défauts de coulée et sans graphite dégénéré, on recommande des teneurs de 3,4—3,8 % C, 2,2—2,4 % Si, max. 0,2 % Mn, max. 0,05 % P et de 4,2—4,5 %, carbone équivalent et un contrôle strict des éléments d'accompagnement. La modification a été réalisée en bonnes conditions par le processus Tundish-Cover, par FeSiCaBaMg (par barium et sans terres rares) et par la postmodification dans le bassin des formes, par les tablettes du type VP 205. Une importance particulière a été accordée à la réalisation de la solidification dirigée à l'aide des refrigérants extérieurs, les pièces étant coulées en moules rigides, à base de résines furaniques.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 138—142

CD: 621.746.01

Soimoşi, F., Kovacs, Şt. et Vajda, C.: **La coulée sous pression dans les matrices vidées**

Les auteurs présentent les données concernant la projection et la réalisation des matrices vidées au cours de la coulée sous pression de certaines pièces des tableaux de bord pour voitures.

A ce but on fabrique des machines à chambre froide horizontale. Les alliages utilisés sont à base de zinc.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 143—145

CD: 669.046.52: 546,26

Cohn, E. et Scurtu, Ioana: **Considérations sur les relations entre l'efficacité et la structure chimique des additions carboniques**

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 146—148

CD: 621.746.01

Drăgulin, M., Axinte, Elena, Vasiloiu, Aneta, Savin, I., Deacu, Maria et Licurici, M.: **Considérations sur la réalisation par coulée centrifuge des tubes en acier inoxydable; applications dans le domaine des composants CNE**

La coulée centrifuge du répère „l'extension du tube cilindrique" a déterminé l'amélioration des propriétés physiques et mécaniques des produits coulées. Les auteurs présentent la technologie utilisée.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 149—150

CD: 621.921

Negrea, I. et Roşca, Cristina: **L'optimisation des caractéristiques des corps abrasifs**

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 151—153

CD: 621.785: 620.178.1

Dumitrescu, C., Albiţă, Gh. et Rădulescu, M.: **Considérations sur l'influence de la structure sur le comportement à l'usure des matières métalliques**

L'usure par abrasion est un processus mécanique de dégradation des surfaces des pièces qui sont en contact avec des corps ou des particules plus dures.

L'article analyse l'influence de la structure sur le comportement à l'usure des matières métalliques, un probleme qui intéresse les spécialistes des bureaux d'étude, ceux qui travaillent dans l'activité d'exploitation et d'entretien de l'outillage métallurgique, chimique etc.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 154—16

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 666.76 : 621.365.5

Анджелеску, Н., Сабо, А. и Сучю, И.: **Достижения и перспективы производства и использования огнеупорных материалов для футеровки индукционной электропечи**

В работе характеризованы некоторые отечественные огнеупорные изделия (бетоны и огнеупорные массы — высушеные и с химической связкой) натурой сверхалюминиевой, спинельной и магнезиальной, используемые при футеровке индукционных электропечей для выдержки чугуна и выплавки стали.

Одновременно представлены достижения по применению этих огнеупорных изделий.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 117—120

ДК: 662.741.3: 662.749.39

Коллин, Г.: **Использование смолы из каменноугольного пека как присадка к угольной шихты для кокса**

Metalurgia 41 (1989), nr. p. 121—128

ДК: 669.161.18: 669.14.018.8

Ангелина, Д.: **Соображения по определению критического содержания углерода при выплавке нержавеющих сталей вакуумной обработкой**

Представлены два метода определения критического содержания углерода, которое может быть достигнуто металлической ванной при вакуумном обезуглероживании высоколегированных Cr сталей.

Представлена аналитическая зависимость в зависимости от основных параметров процесса обезуглероживания. На ее основе строятся кривые, представляющие вариации содержания углерода.

Так как аналитическая зависимость имеет относительное ограниченное применимость, она выведена из статистической обработки реальных данных.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 129—131

ДК: 539.371: 621.774

Иелчю, М. и Деак, З.: **Оптимизация распределения обжатий на клетях редукционного удлинительного стана**

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 132—133

ДК: 669.018.669.71

Молдован, П., Кристеа, Лидия и Думитреску, К.: **Новые материалы на основе алюминия с графитом, со специяльными свойствами, предназначенные электротехнической промышленности**

В работе представлен оригинальный способ выплавки графитирующих сплавов AlMgSi, тонкой структурой и равномерной дисперсией графита.

Новые материалы предназначенные электротехнической и электронной промышленностям характеризуются высокими плотностью, электрической проводимостью антифрикционными характеристиками и хорошей обрабатываемостью резанием и соответствующими механическими характеристиками.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 134—135

ДК: 621.785:-492.2

Лунгу, Паула, Кристеску, Елена и Мирон, Паула: **Исследования по получению композитных материалов из многослойных пылей**

В работе представлены результаты исследований и испытаний, направленные на изготовление композитных материалов из многослойных пылей, полученные химической осадкой металлических слоев (медь) на порошкообразный сердечник (графит, вольфрам). Полученные таким образом композитные материалы техникой специфической порошковой металлургии под видом щетки и электрических контактов физико-механические и электрические характеристики этих изделий были сравнительно определены с классическими изделиями подобными составами.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 136—137

ДК: 669.131.622

Рипошан, И. Дечеан, В., Митрофан, А.: **Большие чугунные изделия с шаровидным графитом без chunky graphit и высокими механическими характеристиками**

Для получения больших изделий (7,5 т) из Fgn 400—15 (Ферритный) с $R_{T_{0,2}} > 280$ N/мм², без дефектов отливки и без chunky graph t рекомендуется 3,4 — —3,8% C, 2,2—2,4%, Si, макс. 0,2%Mn, макс. 0,05%P и углерод эквивалентный 4,2—4,5%,со строгим контролем сопровождающих элементов.

Модификация реализовалась в хороших условиях способом Tund sh—Cover, с FeS C BaMg (барием и без редкоземельных), а послемодификация в бассеине форм-плитками типа VP205. Важное значение имеет реализация управляемого затвердевая с помощью наружных холодильников, детали отлиты в жестких формах на основе фурановых смол.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 138—142

ДК: 621.746.01

Соймоши, Ф., Ковачь, Ш. и Вайда, К. **Разливка под давлением в вакуумных матрицах**

Представлены данные относительно проектирования и реализации вакуумных матриц при разливке под давлением составных деталей для щитков приборов легковых автомобилей. С этой целью призводятся машины с холодной горизонтальной камерой. Используемые сплавы на основе цинка.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 143—145

ДК: 669.046.52: 546.26

Коон, Е. и Скурту, Иоана: **Соображения относительно соотношений между эффективностью и химической структурой углеродистых добавок**

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 146—148

ДК: 621.746.01

Дрэгулин, М, Аксинте, Е., Василою, А. Савин, И., Деану, М., Ликурич, М.: **Соображения по производству труб из малоуглеродистой нержавеющей стали центробежным литьем, с применением в области компонентов CIVE**

Центробежное литье репера ,,растягивание цилиндрической трубы'' привело к улучшению физико-механических и эксплуатационных свойств.

Описывается примененная технология.

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 149—150

ДК: 621.921

Негреа, И. и Рошка, Кристина: **Оптимизация характеристик абразивных тел**

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 151—153

ДК: 621.785: 620.178.1

Думитреску, К., Албицэ, Г., Рэдулеску, М.: **Соображения по влиянию структуры на поведение при износе металлических материалов**

Абразивный износ является механическим процессом разрушения поверхностей деталей прикасающиеся к более твердым телам или частиц.

Долгое время считалось, что угол атаки и твердость являются преобладающими факторами; затем у приняли и влияние содержания углерода. Практика показывает, что эти факторы не влияют на абразивный износ и на сопротивление износу.

В работе синтетически представлены важные аспекты этой проблемы, которая интересует проектирование, эксплуатацию и обслуживание металлургического и химического оборудования и. т.д.

Metalurgia 41 (1989), nr. 3, p. 154—160

METALURGIA 3
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTA ROMÂNIA
1989

Dr. ing. N. Angelescu, ing. A. Szabo şi ing. I. Suciu
ICEM

Realizări şi perspective privind fabricarea şi utilizarea materialelor refractare pentru căptuşirea cuptoarelor cu inducţie

CZ: 666.76:621.365.5

Căptuşirea cuptoarelor cu inducţie pentru topirea sau menţinerea fontei, a oţelului sau a metalelor neferoase în zona de uzură se execută, cu excepţia utilajelor de foarte mare capacitate, din materiale refractare nefasonate. Alegerea materialelor refractare (cuarţoase, silico-aluminoase, înalt-aluminoase, spinelice, magneziene etc.) se face în funcţie de natura aliajului prelucrat [1]—[5].

Căptuşelile cuptoarelor cu inducţie trebuie să se caracterizeze prin rezistenţă la şoc termic, compactitate, rezistenţă la atacul zgurei şi al metalelor topite, rezistenţă mecanică, conductibilitate termică redusă, refractaritate etc., pentru a corespunde cît mai bine scopului destinat.

De aceea, materiile prime folosite la prepararea produselor refractare, care se utilizează la confecţionarea căptuşelilor, trebuie să posede anumite caracteristici de calitate.

Se constată că atît alumina tabulară cît şi spinelul magnezian se caracterizează printr-un ansamblu favorabil de proprietăţi (tab. 1). Cu excepţia coeficientului de dilatare termică, care are valoare mare, chiar şi magnezita prezintă interes în acest context, deoarece are refractaritate mare şi permite, totodată, efectuarea desulfurării în procesul elaborării.

Lucrarea îşi propune să prezinte realizările şi obiectivele de perspectivă privind produsele refractare (tab. 2).

Tabelul 1

Materii prime utilizate la obţinerea maselor şi betoanelor refractare pentru cuptoare cu inducţie

Materia primă	Temperatura de topire, °C	Coeficientul de dilatare termică la 20—1 000°C ($\times 10^6$), cm/cm.°C	Conductivitatea termică la 1 000°C, kcal/m.h.C	Posibilităţile de desulfurare
Alumină (Al_2O_3)	2 020	8,8	1,8	nu
Mulit ($3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$)	1 830	5,3	—	nu
Magnezită (MgO)	2 800	14,0	3,0	da
Spinel ($MgO.Al_2O_3$)	2 110	7,6	1,7	da

Lucrări experimentale, rezultate şi discuţii

Folosirea lianţilor chimici permite realizarea unor structuri compacte şi de înaltă rezistenţă ca urmare a unor reacţii chimice de tip acid-oxid între liant şi agregat, formîndu-se noi compuşi (hidrofosfaţi de aluminiu în stare gelică sau structuri cristaline şi policondensate, în cazul maselor înalt-aluminoase liate fosfatic, sau cromaţi de magneziu hidrataţi pentru masa magnezitică liată cu acid cromic), care leagă întregul sistem într-un ansamblu monolit.

Aceşti compuşi suferă transformări [6], o dată cu creşterea temperaturii avînd loc procese de deshidratare a hidrofosfaţilor de aluminiu, de formare a variscitului ($Al(PO_4)$, — $2H_2O$) şi ulterior a berlinitului $Al(PO_4)$, sau de deshidratare a cromaţilor de magneziu hidrataţi şi de formare a cromitului de magneziu ($MgO \cdot Cr_2O_3$-) — produs care se caracterizează prin bună rezistenţă la atacul topiturilor metalice şi al zgurelor. Aceste procese duc la modificări structural-texturale care, corelate cu influenţa liantului ceramic, explică variaţia proprietăţilor mecano-structurale constatate la încălzirea produselor refractare finite (tab. 3).

De asemenea, pot avea loc şi alte fenomene, ca de exemplu, degajarea de oxigen din matricea liantă a produselor legate cromatic [6]:

$$2CrO_3 \rightarrow Cr_2O_3 + 3/2O_2 \qquad (1)$$

În prezenţa unui conţinut relativ redus de ciment aluminos, folosirea anhidridei cromice duce la realizarea unor produse superalumi-

Tabelul 2

Compoziții de materiale refractare pentru cuptoarele cu inducție

Simbolul	Dimensiunea maximă a granulelor, mm	Compoziția oxidică	Refractaritatea, °C	Modul de aplicare	Locurile de utilizare
MI90A	0—5	90% Al_2O_3 6% SiO_2 2% P_2O_5	1880	stampare umedă	cuptoare cu inducție cu canal pentru menținerea fontei: zona cuvei aflate în contact direct cu fonta
MI85B	0—6	85% Al_2O_3 9% SiO_2 1,5% P_2O_5	1880	stampare umedă	cuptoare cu inducție cu canal pentru menținerea fontei: zona cuvei peste nivelul fontei
MI90C	0—3	90% Al_2O_3 6% SiO_2 1,5% P_2O_5	1880	stampare umedă	inductoarele cuptoarelor cu inducție ca canal pentru fontă; cuptoare cu inducție pentru topirea aluminiului
BI 97	0—6	96,5% Al_2O_3 1,1% CaO 2,2% Cr_2O_3	⩾1880	turnare-vibrare	cuptoare cu inducție cu canal (inductor și cuvă) pentru menținerea fontei; cuptoare cu inducție pentru topirea cuprului și aliaje din cupru
MM 95	0—5	95% MgO	>1880	stampare umedă	cuptoare cu inducție pentru topirea oțelului cu funcționare în aer
MSU 70	0—5	67—70% MgO 26—30% Al_2O_3	⩾1880	stampare uscată	cuptoare cu inducție pentru oțel carbon sau oțel aliat, cu funcționare în aer sau vid
MSU 67	0—3	67% MgO 30% Al_2O_3	>1880	—"—	—"—
MSU 24	0—5	24% MgO 73% Al_2O_3	>1880	—"—	—"—

Tabelul 3

Rezistența mecanică și porozitatea maselor de ștampare și a betonului refractar

Simbolul		Temperatura, °C								
		110	400	600	800	1 000	1 200	1 400	1 500	1 750
MI90A	R_c, daN/cm²	360	470	420	408	440	450	490	500	—
	P, %	17	18	19	20	21	21	20	20	—
MI85B	R_c, daN/cm²	342	455	388	396	406	430	470	485	—
	P, %	18	19	21	20	22	23	22	22	—
MI90C	R_c, daN/cm²	300	420	360	340	355	360	400	450	—
	P, %	18	19	20	20	21	21	23	23	—
BI 97	R_c, daN/cm²	330	324	320	270	270	300	430	540	650
	P, %	15	16	17	18	18	18	20	21	22
MM 95	R_c, daN/cm²	410	332	245	205	288	165	180	200	350
	P, %	16	18	20	21	21	21	21	20	19

noase, tip BI 97, puternic refractare, de mare compactitate și cu rezistență mecanică superioară, datorită influenței liantului asupra porozității structurii și modificărilor induse de adaos în mecanismul procesului de întărire, în morfologia neoformațiunilor de hidratare a cimentului și a produșilor de interacțiune, rezultați prin acțiunea sa de liant chimic [7] (tab. 3 și fig. 1).

Binecunoscuta pierdere de rezistență în domeniul critic de temperatură a betoanelor refractare care, în cazul celor cu dozaj obișnuit de ciment, poate ajunge la jumătate din valoarea inițială, este mult diminuată în cazul betonului BI 97, în contextul păstrării unei porozități cu valori destul de mici. Caracteristicile mecano-structurale inițiale, cît și cele din dome-

niul temperaturilor înalte de tratament termic ale acestui beton sînt valoroase.

La sinterizare, în cazul maselor uscate MSU 70, 67 şi 24, are loc formarea unui strat întărit, cu grosime mică, la contactul cu baia metalică

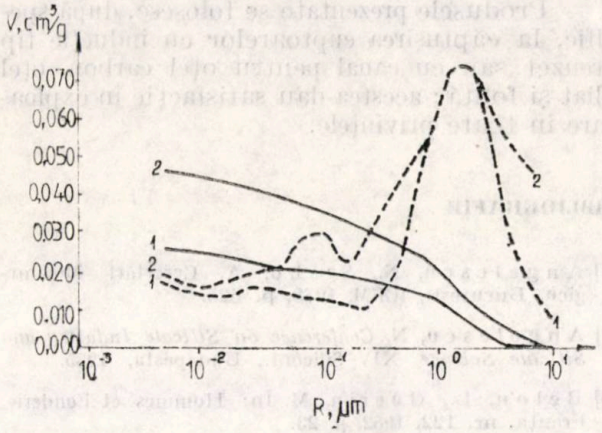


Fig.1. Porozitatea distributivă a betoanelor refractare întărite trei zile: — curbe integrale; – – – curbe integrale; 1 — beton cu liant cromitic, 2 — beton fără liant cromitic

pentru fontă tip Independenţa Sibiu de capacitate mică şi medie, tip Otto Junkers de 9 t, tip ASEA de 7 şi 21 t şi Brown-Bovery de 55 t — unde durabilitatea unei căptuşeli poate ajunge pînă la 2,5 ani.

Sortul MI90C se utilizează la căptuşirea inductoarelor de la cuptoarele cu inducţie Otto Junkers de 9 t. De asemenea, acest sort se poate utiliza la căptuşirea cuptoarelor cu inducţie pentru topirea aluminiului, cu capacităţi de pînă la trei tone.

Betonul BI97 se foloseşte cu mult succes la căptuşirea unor cuptoare cu canal care, datorită formei mai complicate, nu pot fi căptuşite prin ştampare. Astfel, el este folosit la inductoarele cuptoarelor tip Independenţa Sibiu de orice capacitate, ale cuptoarelor ASEA de 5,7 şi 15 t şi ale cuptoarelor Elin Union de 7 t, la care se realizează durabilităţi medii de şapte luni, uneori ajungînd chiar la 1,2 ani. Betonul BI97 se utilizează, de asemenea, la căptuşirea cuvelor de la cuptoarele Independenţa Sibiu de mare capacitate, ale cuptoarelor Elin de 7 t şi ASEA de 5 t, la care se pot obţine campanii de 1—1,2 ani. Rezultate remarcabile s-au obţinut prin folosirea betonului BI97 ca strat de uzură la cuptoarele cu inducţie pentru topirea sau menţinerea cuprului sau a aliajului de cupru.

Tabelul 4

Proprietăţile maselor refractare uscate

Tipul masei	Densitatea în vrac, g/l		Masa volumică la 1 400°C, g/cm³	Porozitatea aparentă la 1 400°C, %	Temperatura de început a întăririi, °C
	stare netasată	stare tasată			
MSU 70	2 000—2 400	2 300—2 900	2,86	19	1 200
MSU 67	2 000—2 400	2 300—2 900	2,76	22	1 200
MSU 24	2 100	2 500—2 700	2,94	20	1 000

(tab. 4). În spatele stratului întărit, materialul rămîne în stare pulverulentă. Rolul acestui strat constă în etanşarea creuzetului şi preluarea sarcinilor mecanice la care acesta este supus, iar cel al stratului pulverulent constă în solidificarea infiltraţiilor metalice, care pot avea loc prin cel întărit, la încălzirea şi răcirea repetată a căptuşelii, precum şi în preluarea variaţiilor de volum, care apar în căptuşeală în timpul funcţionării utilajului. Formarea stratului sinterizat are loc în timpul topiturii primei şarje, care se elaborează la temperatura cea mai înaltă. Procesul de sinterizare se propagă, în timpul campaniei, de la faţa caldă spre bobină, fapt pentru care este foarte important să se demoleze căptuşeala înainte ca stratul nesinterizat să dispară.

Aplicaţii practice şi perspective

Produsele refractare prezentate şi-au găsit aplicaţie pe cuptoare cu inducţie tip creuzet şi pe cuptoare cu inducţie cu canal, de capacităţi şi metode constructive diferite.

Masele refractare MI90A şi MI85B se folosesc la căptuşirea cuvelor de la cuptoarele cu canal

Masa magnezitică MM 95 s-a folosit cu bune rezultate la căptuşirea cuptoarelor cu inducţie tip creuzet, cu capacităţi de pînă la 1 t.

Căptuşelile refractare pentru cuptoare cu inducţie cu funcţionare în vid sînt supuse unor condiţii foarte severe de exploatare, impuse atît de necesitatea obţinerii unor compoziţii omogene şi de înaltă puritate, cît şi de funcţionare în condiţii de siguranţă deosebite. Folosirea masei MSU 24 la căptuşirea unor astfel de utilaje pentru elaborat oţeluri înalt aliate a dus la realizarea unor durabilităţi foarte bune. Rezultate bune s-au obţinut, în acelaşi scop, şi cu masele refractare de tip MSU 70 şi 67, însă acestea se folosesc curent la căptuşirea cuptoarelor pentru topirea oţelului în aer. Rezultatele obţinute se datorează şi unei comportări bune la atacul topiturilor, aşa cum rezultă din determinările efectuate în comparaţie cu unele produse consacrate (tab. 5).

Indiferent de natura căptuşelilor, s-a constatat că exploatarea cuptoarelor în condiţii cît mai curate şi îngrijite (înlăturarea zgurei, evacuarea supraîncălzirilor de lungă durată sau inutile) a dus la creşterea duratei de funcţionare.

Masele refractare MI90A, 85B şi 90C, precum şi betonul BI97 se fabrică în mod curent la I.P.R. Pleaşa Ploieşti în cantităţi care acoperă necesarul economiei naţionale în domeniul respectiv.

Tabelul 5

Valorile unghiului de umectare a maselor refractare uscate de către topitura metalică

Produsul refractar	Unghiul de umectare în cazul unui oţel refractar la 1 550°C	Unghiul de umectare în cazul unui oţel inoxidabil la 1 600°C
MSU70	130°—140°	133°—136°
Sofrem AM/BS (Franţa)	116°—148°	123°—139°

Concluzii

Din cele prezentate se desprind următoarele concluzii :

— Existenţa unei game diversificate de produse refractare destinate căptuşirii cuptoarelor cu inducţie (mase de ştampare, turnabile sau uscate) de natură diferită : înalt-aluminoase, magneziene, magnezio-spinelice sau alumino-spinelice.

— Folosirea unor diverse sisteme de liere : chimico-ceramice, chimico-hidraulice etc.

— Produsele prezentate se folosesc, după specific, la căptuşirea cuptoarelor cu inducţie tip creuzet sau cu canal pentru oţel carbon, oţel aliat şi fontă ; acestea dau satisfacţie în exploatare în toate privinţele.

BIBLIOGRAFIE

[1] Angelescu, N., Szabo, A. Cercetări Metalurgice. Bucureşti, ICEM, 1978, p. 625.

[2] Angelescu, N. *Conference on Silicate Industry and Silicate Science*. XIV Siliconf., Budapesta, 1985.

[3] Belon, L., Guerin, M. În: Hommes et Fonderie, Franţa, nr. 122, 1982, p. 23.

[4] Chesters, J. H. *Refractories For Iron And Steelmaking*. London, The Metals Society, 1974.

[5] Dragomir, C., Angelescu, N., Szabo, A. Deică, N., Dragoman, I. *Cercetări Metalurgice*, Bucureşti, ICEM, 1978, p. 615.

[6] Teoreanu, I., Ciocea, N. *Conference on Silicate Industry and Silicate Science*. XIII Siliconf., Budapesta, 1980.

[7] Teoreanu, I., Angelescu, N. În: Materiale de construcţii, R.S.R., 1980, nr. 10, p. 31.

REVISTA REVISTELOR

Revue de Métallurgie — C.I.T., Franţa, nr. 4, 1988

Inteligenţa artificială utilizată la controlul furnalului, p. 301 — Influenţa zgurei asupra dehidrogenării oţelului sub vid, p. 307 — Evoluţia cuptorului oală, p. 317 — Introducerea metodei controlului statistic al procesului pe laminorul de benzi la uzina Florange a Societăţii Sollac, p. 325 — Reacţiile dintre gaz şi metal în timpul recoacerii benzii laminate la rece, p. 331 — Performanţele sistemului de etanşare în vid la linia continuă de depunere a vaporilor de zinc, p. 341 — Utilizarea oţelurilor cu limită ridicată de elasticitate la construcţiile sudate marine, p. 351.

Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 9, 1988

Măsurarea la temperatură ridicată a difuzivităţii efective prin cocs şi grafit, prin metoda Wicke-Kallenbach, p. 697 — Un consum mai mic de energie şi procedeul cu dublă aprindere pentru aglomerarea minereului de fier, p. 705 — — Cinetica reducerii hematitei cu amestecuri de He-H_2 la temperaturi moderate, p. 714 — Activitatea echilibrului dintre sulf şi sulfură în aliajele Fe-Cr la 1573 K, p. 721 — Analiza matematică a redistribuţiei substanţei dizolvate în timpul solidificării pe baza unui model dendritic columnar, p. 728 — — Aplicarea modelului cu soluţii subideale la evaluarea activităţii oxidului de fier în zgurele de la elaborarea oţelului, p. 736 — Influenţa insuflării prafului de var asupra reducerii oxidului de crom şi asupra desulfurării topiturii de oţel inoxidabil în convertizorul cu insuflare prin fund, p. 746 — Analiza zonei de curgere turbulentă determinată de cîmpul electromagnetic rotativ în ţaglele rotunde, p. 754 — Comportarea la oxidare a oţelurilor austenitice rezistente la temperaturi înalte în mediu de abur cu presiune şi temperatură ridicată, p. 761 — Influenţa fibrelor de metal ondulate triunghiular asupra comportării la rupere a compozitelor cu matrice fragilă, p. 769 — Analiza tablei din oţel galvanizate, prin spectrometrie cu descărcare luminiscentă, p. 773.

Dr. G. Collin
Rutgerswerke Ag. Frankfurt
R. F. Germania

Utilizarea smoalei din gudronul de huilă ca aditiv al șarjei de cărbune pentru cocs*

CZ : 662.741.3 :662.749.38

Smoala se produce în prezent în lume în cantități de cca 8 mil. t/an și reprezintă produsul cel mai important din punct de vedere cantitativ al prelucrării gudronului de huilă.

Smoala se obține prin distilarea primară a gudronului de huilă sub forma unui reziduu negru, bituminos-termoplastic în proporție de cca 50% smoală normală care, la temperatura camerei, este dură, sticloasă, se înmoaie la temperatura cuprinsă între 50 și 80°C, iar la temperaturi mai ridicate se transformă într-un lichid vîscos.

Modificări ale smoalei din gudron de huilă sub influența temperaturii

Pentru explicarea proceselor care au loc la tratamentul termic și la cocsificarea smoalei din gudron de huilă sînt tot mai importante metodele termoanalitice (analiza termodiferențială — ATD).

În figura 1 se prezintă termograma — ATD — pentru o smoală din gudron de huilă în prezența și absența aerului.

Reacțiile smoalei care au loc în condițiile participării oxigenului pot fi recunoscute după efectul puternic exoterm. Prin acest procedeu se obțin smoale de cocserie cu importante utilizări tehnice (realizarea ameliorantului șarjelor din cărbune pentru fabricarea cocsului).

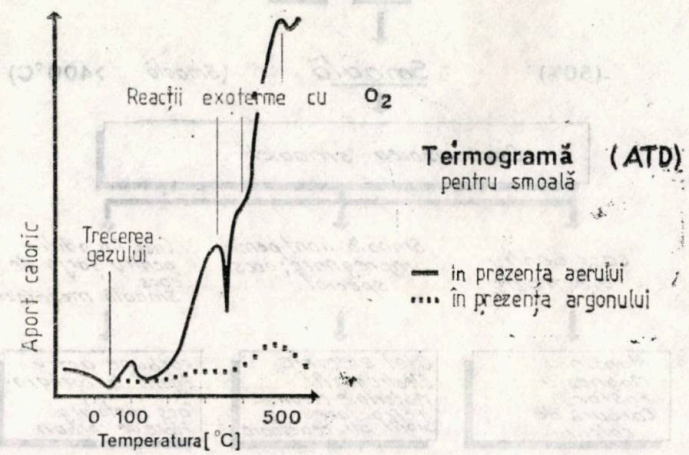


Fig. 1. Termograma (ATD) pentru smoala din gudron de huilă [1]

După vîrful endoterm de la 30°C care caracterizează punctul de transformare în stare sticloasă a smoalei normale din gudron de huilă, urmează o serie de reacții exoterme la 100, 300 și 350°C, care exprimă starea termoplastică, lichidă și de cristal lichid, sfîrșind prin reacții progresive de policondensare și reticulare pînă la formarea cocsului la temperaturi cuprinse între 400 și 500°C. Acesta este domeniul de temperatură în care și huilele din cuptorul de cocs parcurg zona plastică, transformîndu-se în semicocs.

Structura cocsului care se formează în această zonă este hotărîtoare pentru însușirile tehnice ale cocsului de huilă format la temperatură înaltă în timpul cocsificării.

În afară de termoanaliză, în ultimii ani, studiile efectuate pe gudron au elucidat, cel puțin în parte și din punct de vedere chimic, reacțiile care au loc la tratarea termică și cocsificarea smoalei din gudron de huilă [1].

La nivel molecular, transformările fazei lichide în cristal-lichid și solid, care apar la tratarea termică și cocsificare, pot fi concepute ca o polimerizare a substanțelor conținute în smoală, concomitent cu separarea hidrogenului (fig. 2).

Substanțele aromatice reactive care există în smoala izotropă se transformă prin polimerizare cu eliminare de hidrogen în substanțe aromatice cu molecule mai mari.

Aceste substanțe aromatice cu molecule mari pot să formeze, prin respectarea parametrilor tehnologici adecvați, o ordonare pe suprafețe mari de tip cristal-lichid (*mezofaza carbonică*), așezîndu-se unele peste altele ca niște monezi.

Această mezofază carbonică, anizotropă optic, formează, la un tratament termic, un cocs anizotrop care, prin calcinare și grafitare, formează grafitul tehnic.

Menținînd alți parametri tehnologici, moleculele de substanțe aromatice se reticulează fără preorientare, formîndu-se un cocs crud izotrop.

Independent de condițiile de cocsificare, polimerizarea se desfășoară întotdeauna cu eliminarea de hidrogen a materialelor conținute în smoală.

Formarea cocsului orientat molecular anizotrop și neordonat molecular izotrop depinde, în mod esențial, de valorile variabilelor de stare fizico-chimică ale fazei de întărire din timpul cocsificării.

Domeniile în care mezofazele carbonice (smoala izotropă) sînt stabile pot fi reprezentate, în

* Lucrarea a fost susținută la Simpozionul metalurgici, Galați, Romania, din 6.10.1987.

funcție de concentrația compușilor mezogeni și de temperatură, în diagramele de pseudofază (fig. 3). La cocsificarea izotermă, concentrația de mezogeni depinde liniar de timp. Atunci se poate folosi diagrama fazelor și ca reprezentare

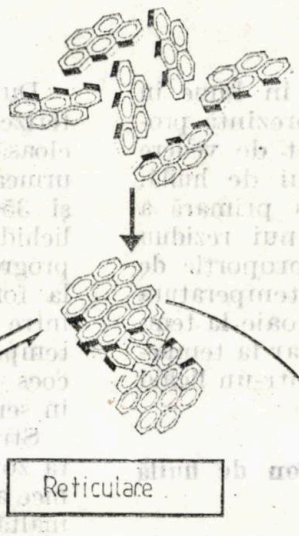


Fig. 2. Carbonizarea smoalei din gudron de huilă [1]

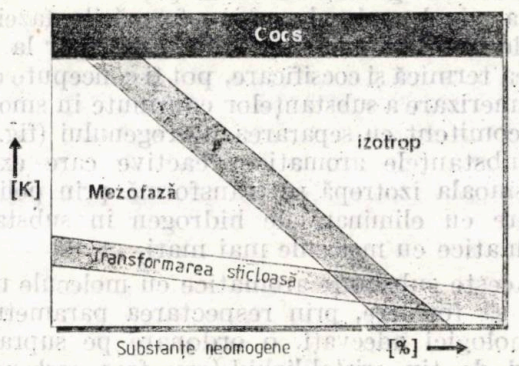


Fig. 3. Diagrama pseudofazelor pentru smoală [1]

formală a comportamentului dinamic al smoalei în funcție de timpul cocsificării; axa timpului (abscisă) este orientată de la dreapta la stînga.

Prin cocsificarea smoalei se obține pe scară industrială cocsul pentru produse carbonice.

Prin coacerea cocsului calcinat, a celui provenit din petrol calcinat și a lianților de smoală se obțin anozii pentru fabricarea, pe cale electrolitică, a aluminiului și a magnezitului și pentru producerea electrolitică a fosforului și a carburii de calciu. De asemenea, prin coacerea cocsului din smoală cu liant, din smoală de impregnare și prin utilizarea altor materiale solide, se obțin electrozii de grafit pentru producerea oțelului în cuptoare electrice, materiale carbonice diferite, materiale de agenți de carburare pentru oțel și fontă turnată).

ceramice refractare și grafit pur pentru reactoare.

Alte metode de cocsificare a smoalei duc la obținerea cocsului fin (sub formă de cocs activ pentru epurarea apelor reziduale și sub formă

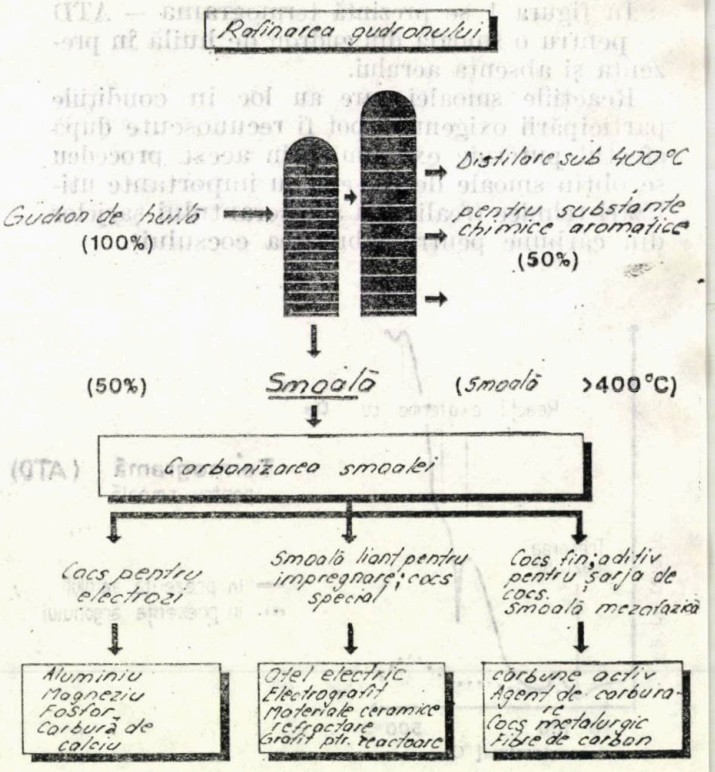


Fig. 4. Smoală din gudron de huilă pentru produse carbonice tehnice [1]

Utilizarea smoalei ca aditiv al șarjei de cărbuni pentru cocs a dus la obținerea cocsurilor

metalurgice îmbunătățite, iar prin etapa intermediară a smoalei mezofazice a dus la obținerea produselor carbonice puternic anizotrope (fibre carbonice pentru materiale compozite cu performanțe ridicate) (fig. 4).

Calitatea huilei pentru cocs metalurgic

Structurile de cocs sînt la fel de diferite ca și însușirile de cocsificare ale huilelor, așa cum prezintă schematic Van Krevelen (1961) (fig. 5).

Fără nici un adaos, așa-numitul „cărbune de cocs" duce la obținerea unei structuri solide de tip grafitic.

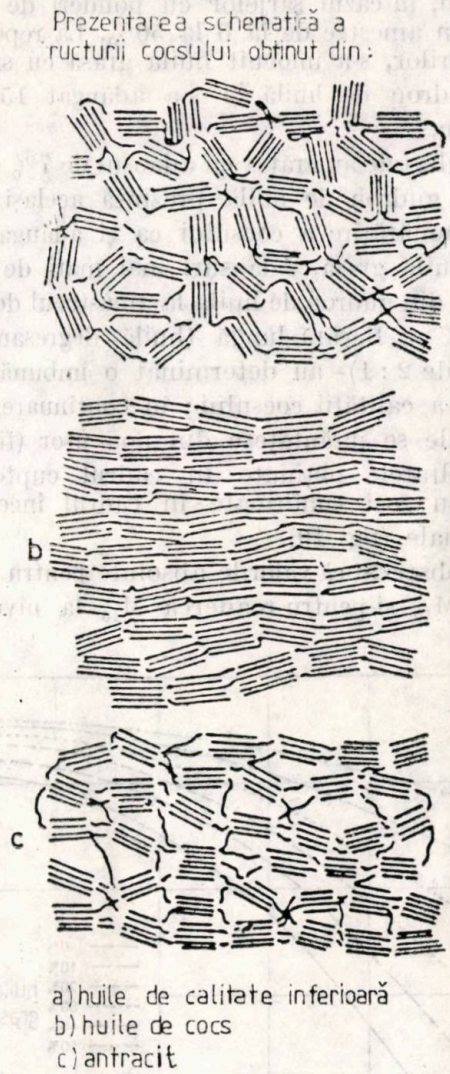


Fig. 5. Structura cocsului din huile slab cocsificabile, huile de cocs și antracit [3]

Atît cărbunii cu flacără lungă cu conținut ridicat de substanțe volatile, cît și antracitul cu conținut redus de „bitumene carbonice" sînt mai puțin adecvați sau chiar deloc pentru cocsificare (fig. 6).

Simonis, Gnuschke și Beck au exprimat, în anul 1966, capacitatea optimă de formare a cocsului, în funcție de materiile volatile (fig. 6).

Șarjele din huilele de cocs duc la obținerea unor rezistențe maxime ale cocsului conform MICUM (M_{40}) pentru conținutul respectiv de materii volatile.

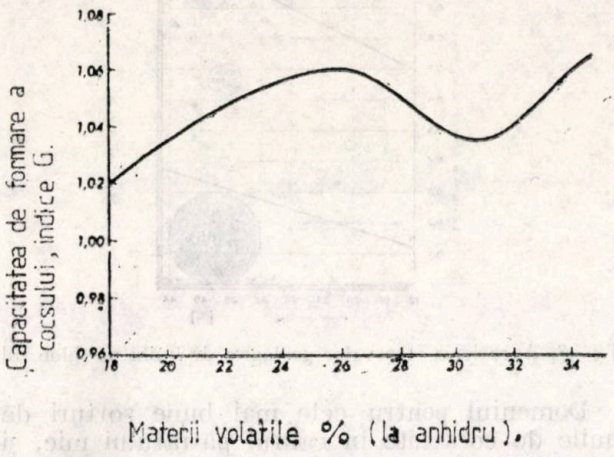


Fig. 6. Capacitatea de formare a cocsului, funcție de materiile volatile [4]

O abatere în partea de sus sau în partea de jos paralelă la ordonată înseamnă, în ciuda acelorași condiții de cocsificare și acelorași structuri granulare ale cărbunelui, o diminuare a rezistenței cocsului M_{40}.

Capacitatea de formare a cocsului este exprimată printr-o cifră care redă comportamentul dilatometric al huilei de cocs. Parametrul *G* rezultă din relația redată în figura 7 [4].

$$G = \frac{E + V}{2} \cdot \frac{\mathfrak{k} + \mathfrak{d}}{\mathfrak{k}V + \mathfrak{d}E}$$

E = Temperatura de înmuiere
V = Temperatura de aglutinare
$\mathfrak{k}$ = Contracție
$\mathfrak{d}$ = Dilatare

Fig. 7. Capacitatea de formare a cocsului, G [4]

Pentru fiecare conținut de materii volatile există o capacitate optimă de formare a cocsului, obținîndu-se rezistențe maxime la o structură optimă a granulației și pentru condiții determinate de cocsificare.

În diagrama din figura 8 sînt prezentate rezervele geologice de huile, în funcție de capacitatea de formare a cocsului.

Este prezentată valoarea G, definită după Gnuschke, ca etalon pentru capacitatea de formare a cocsului, în funcție de conținutul de materii volatile pentru mai mult de 100 de huile din diferite zăcăminte.

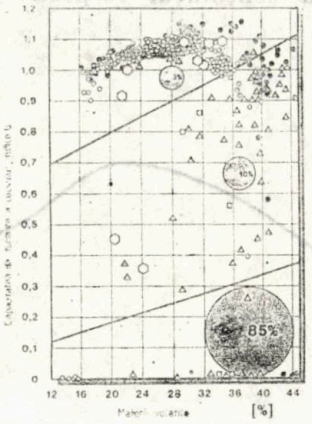


Fig. 8. Aprecierea rezervelor geologice de huilă pe glob [5]

Domeniul pentru cele mai bune sorturi de huile de cocs este în cadrul pătratului mic, și anume la un conținut de materii volatile de 24—29% și la valori ale indicelui G de 1,05—1,1. Toate huilele care se află în domeniul de deasupra dreptei superioare se cocsifică bine. Se cocsifică condiționat huilele la care însușirile se află cuprinse între cele două drepte. Domeniul sub dreapta inferioară se referă la cărbunii care nu se pot cocsifica după metodele clasice în cuptoare cu cameră orizontală.

Aprecierile privind zăcămintele geologice de huile din lume și calitatea acestora, conform diagramei de evaluare din figura 8, duc la concluzia că numai 5% din rezervele totale de cărbune reprezintă huile de cocs de înaltă calitate (huile grase), 10% din rezervele din lume reprezintă huile care se pot cocsifica numai în mod condiționat, iar 85% din toate rezervele nu sînt adecvate pentru a fi utilizate în cocseriile convenționale. Extracția actuală a huilelor de cocs pe plan mondial provine cca 40% din grupa de 5%, iar 60% din grupa de 10%. De aceea, chiar la un necesar de huile de cocs în stagnare, rezervele mondiale de cărbuni cu capacitate bună de cocsificare se consumă rapid.

Smoală din gudron de huilă în amestec de cărbuni

Încercările semiindustriale efectuate într-un cuptor pilot de 350 kg din cadrul Institutului de Cercetări Miniere din Essen (Bergbau-Forschung), încercările industriale efectuate într-un cuptor de cocs de 17 t la cocseria experimentală Prosper din Bottrop și încercările ulterioare de mare amploare, efectuate în cuptoarele moderne de cocsificare cu cameră mare de la cocseria Osterfeld din Oberhausen, în regim de încărcare în vrac, au arătat că smoala din gudron de huilă îmbunătățește în mod evident calitatea șarjelor pentru fabricarea cocsului [6]—[12].

Pentru încercări s-au ales doi cărbuni cu proprietăți foarte slabe de cocsificare (amestec de bază), și anume o huilă cu flacără lungă cu 37% materii volatile și capacitate redusă de formare a cocsului și o huilă degresantă cu 17% materii volatile, a căror evoluție la dilatare prezintă numai contracție.

În figura 9 se prezintă rezistența cocsului M_{40}, care poate fi obținută cu acest amestec, fără a fi îmbunătățită printr-un adaos de huilă de cocs grasă, și anume de la 57 la 71%, precum și îmbunătățirea indicelui de rezistență a cocsului, în cazul șarjelor cu ponderi de huilă grasă în amestec de la 0 la 50%. La repetarea încercărilor, s-a înlocuit huila grasă cu smoală din gudron de huilă și s-a adăugat 15% în amestec.

Rezultatele au arătat că adaosul de 7% smoală din gudron de huilă prezintă același efect de îmbunătățire a cocsului ca și adăugarea a 50% huilă grasă. Adaosuri mai mari de 10% smoală din gudron de huilă la amestecul de bază —huilă cu flacără lungă (huilă degresantă în raport de 2 : 1)—au determinat o îmbunătățire redusă a calității cocsului; în continuare, proprietățile se înrăutățesc din nou ușor (fig. 9).

Rezultatele obținute în cadrul cuptorului pilot au fost confirmate în cadrul încercării industriale (fig. 10).

S-a observat că valorile absolute pentru rezistența M_{40} și pentru roaderea M_{10} la nivel in-

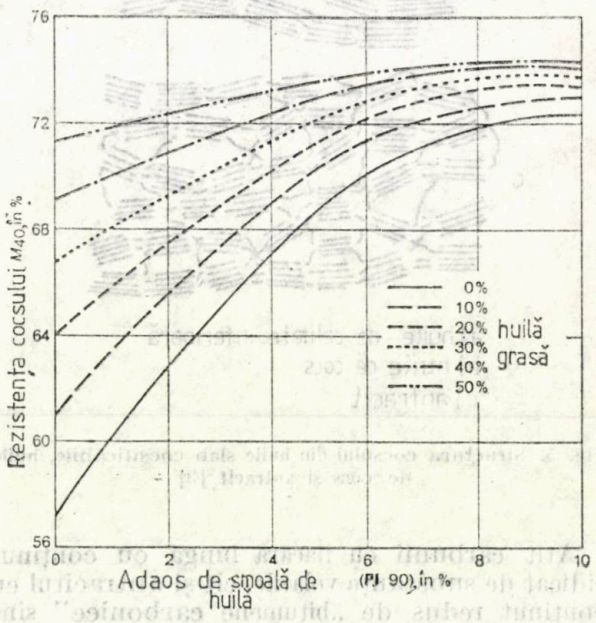


Fig. 9. Influența smoalei din gudron de huilă asupra rezistenței cocsului M_{40} [6]

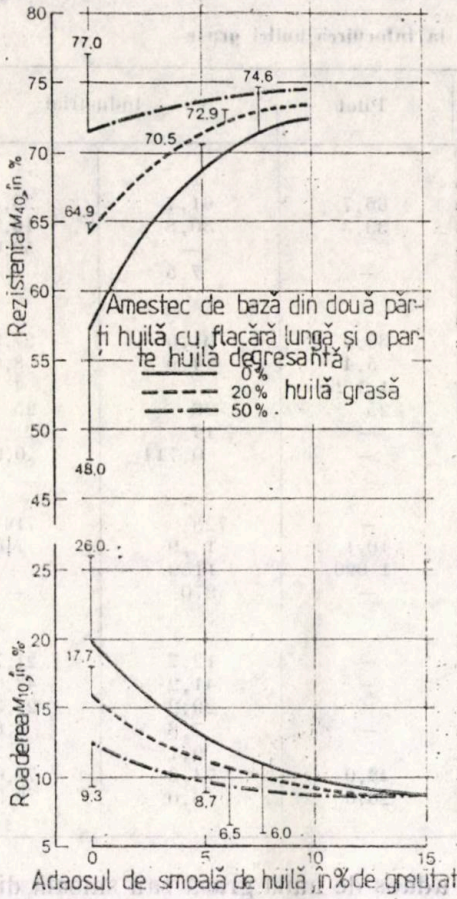


Fig. 10. Compararea rezistenței cocsului realizată în cadrul instalației pilot și în exploatare [10]

dustrial sînt mai bune decît cele obținute în cuptorul pilot.

Din punct de vedere al tendinței de variație au fost confirmate toate rezultatele încercărilor pilot.

Rezultatul cel mai bun în încercările industriale s-a obținut la adaosul de 7,5% smoală din gudron de huilă la amestecul de bază format din huilă cu flacără lungă și huilă degresantă în raport de 2 : 1, fără să se adauge huilă grasă, obținîndu-se o rezistență a cocsului M_{40} de 74,6% și o roadere de numai 6%. Fără materialul auxiliar, care este smoala din gudron de huilă cu amestecul de bază în cuptorul pilot, se poate obține numai o rezistență a cocsului M_{40} de 48% și o roadere foarte ridicată M_{10} de 26% [10] (tab. 1).

În cazul experimentării de referință în pilot punctul zero, șarja a fost formată din două părți huilă cu flacără lungă și o parte huilă degresantă. Materiile volatile ale acestui amestec au reprezentat 30%, indicele de umflare 11/2, iar contracția 25%. S-a obținut rezistența M_{40} a cocsului de 48% și o roadere de 26%.

La un adaos de 7,5% smoală din gudron de huilă, a crescut foarte puțin conținutul de materii volatile, la 31%, indicele de umflare s-a dublat la 3, apărînd o dilatare de 14%, iar indicele G a fost de 0,71.

În exploatare s-a obținut cocs cu următoarele caracteristici: o densitate a pilotului de 725 kg/m³, o rezistență M_{40} de aproape 75% și o roadere de 6% (tab. 1) [10].

Utilizarea pe scară industrială a smoalei din gudron de huilă la cocsificarea în cuptoare cu cameră orizontală a huilelor este determinată de două motive esențiale:

— disponibilitatea redusă a huilelor de cocs de înaltă calitate în domeniul de 24—28% materii volatile și prețul ridicat al acestora;

— necesitatea valorificării huilelor de cocs de calitate inferioară atît în domeniul componenților cu conținut redus de volatile (sub 22%) cît și în domeniul componenților cu volatile (peste 28%) în combinație cu agenții de degresare.

Adaosul de smoală este relativ mic, nedepășind 10% din rețeta șarjei.

Huilele grase ușor de cocsificat și smoala din gudron de huilă se pot înlocui între ele. Raportul de schimb este de 7 : 1 [15] la șarjele de cărbune studiate pînă acum. Smoala din gudron de huilă este de șapte ori mai activă la cocsificare decît huila grasă.

Pentru utilizare pe scară industrială a smoalei la cocserii, s-au folosit în practică instalațiile de amestecare și de măcinare existente. Componenții amestecului sînt prelevați din diferite buncăre de cărbune prin intermediul dozatoarelor cu viteze reglate. În cursul exploatării cocseriei cu adaos de smoală în șarjă, s-au obținut valori optime pentru rezistența cocsului M_{40} și pentru roaderea M_{10}.

La exploatare pe scară industrială s-a impus, de exemplu, utilizarea unui amestec din 70% huile de gaz și 30% huile degresante cu smoală din grudron de huilă în raport de 5 : 1. Cu acest amestec care are un conținut de apă de 10% s-a obținut, în cuptorul orizontal de cocsificare, la o durată de cocsificare de 18 h și o temperatură în verticalele de ardere de 1 250°C un cocs cu rezistența M_{40} mai mare de 78% și o roadere M_{10} de 5,8%.

Adăugîndu-se cocs mărunt ca material auxiliar degresant se poate reduce durata de cocsificare la 16 h. Rezultatele se confirmă în cuptoarele de cocs cu camere mari ale cocseriei Ruhrkohle Osterfeld din Oberhausen.

Se încearcă și se practică adaosul de smoală la șarja de cocs nu numai în Germania, ci și în România, Polonia, China și, mai ales, în Japonia.

În acest scop, în Japonia, firma Sumikin Coke a realizat o metodă specială, sistemul Sumi-Coal, în care se produc, din huile pentru cocs și smoală ca liant, brichete care se utilizează în cocserie în amestec cu huile de cocs [15]. Prin metoda respectivă se amestecă în

Tabelul 1

Condițiile de cocsificare și caracteristicile cocsului la înlocuirea huilei grase

Caracteristici	U.M.	Pilot	Industrial	
Mărci de cărbune pentru șarjă:				
— huilă cu flacără lungă	% greutate	66,7	61,7	33,3
— huilă degresantă	% greutate	33,3	30,8	16,7
— huilă grasă	% greutate	—	—	50,0
— smoală	% greutate	—	7,5	—
Caracteristicile șarjei:				
— materii volatile (m.c.)	% greutate	30,0	31,0	27,3
— cenușă (anh.)	% greutate	5,4	4,9	8,0
— indice de umflare	%	1 1/2	3	4
— contracție	%	25	26	25
— dilatare		—	−14	−2
— capacitate de formare a cocsului G		—	0,714	0,913
Exploatarea cuptorului:				
— densitatea de încărcare (anh.)	kg/m³	—	725	716
— contracție totală	%	10,1	1 ,9	7,6
— temperatura finală a cocsului	°C	1 090	1159	—
— temperatura medie a colectorului de gaz	°C	—	870	—
Caracteristicile cocsului:				
— granulația peste 80 mm	% greutate	—	12,7	21,7
— granulație 80—60 mm	% greutate	—	41,2	43,0
— granulație 60—40 mm	% greutate	—	29,2	22,3
— granulație 40—25 mm	% greutate	—	7,8	4,8
— granulație < 25 mm	% greutate	—	9,1	8,2
— rezistența M_{40}	% greutate	48,0	74,6	77,0
— roaderea M_{10}	% greutate	26,0	6,0	9,3

șarja de cocsificare sortimente de huilă de calitate inferioară cu un conținut de materii volatile de 10—22% cu huilă grasă. După amestecare într-un malaxor cu manta cu abur sau gaze arse și smoală, acestea se brichetează la 30—40°C cu ajutorul unei prese-valț. Aceste brichete legate cu smoală se utilizează în cuptorul de cocs în proporție de 30—40%, în amestec cu 60—70% huile de cocs de calitate superioară, și se cocsifică, obținîndu-se cocs metalurgic.

Încercările efectuate în Germania au dovedit că, cel puțin la amestecurile studiate de cărbune, în regim de exploatare nu este necesar să se recomande un astfel de proces complicat de brichetare.

Fiecare cocserie cu instalații de măcinare și amestecare și dispozitive adecvate de dozaj poate doza smoala din gudron de huilă în mod eficient, în șarja inițială de huile pentru cocs. În acest fel, se poate obține o reducere a proporțiilor de huile de calitate superioară în șarjă și o îmbunătățire a calității cocsului metalurgic pentru furnale (fig. 11).

Într-un amestec de huilă de gaz și huilă degresantă (raport 2 : 1) se poate obține, printr-un adaos de smoală de gudron de huilă, o îmbunătățire asemănătoare a roaderii ca și în cazul introducerii de huilă grasă, în proporție de 30 sau 50%.

Fără adaos de huilă grasă sau smoală din gudron de huilă, roaderea M_{10} este de 18%. Ea se îmbunătățește la valori sub 10% printr-un adaos de huilă grasă de 50% și smoală din gudron de huilă 4% sau adaos de huilă grasă de 30% și smoală din gudron de huilă 7% sau

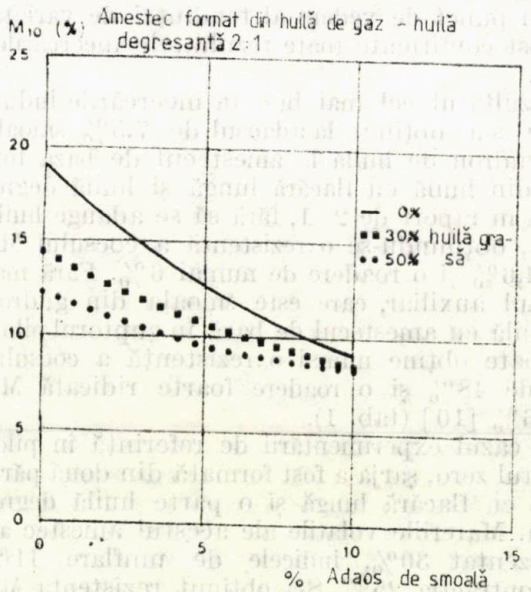


Fig. 11. Smoală din gudron de huilă ca aditiv al șarjei de cocs — îmbunătățirea roaderii M_{10} [1]

adaos de smoală din gudron de huilă 8% fără adaos de huilă grasă (fig. 12).

Fără adaos de huilă grasă sau de smoală din gudron de huilă s-a atins o rezistență a cocsului de 58% la utilizarea amestecului format din huilă de gaz și huilă degresantă.

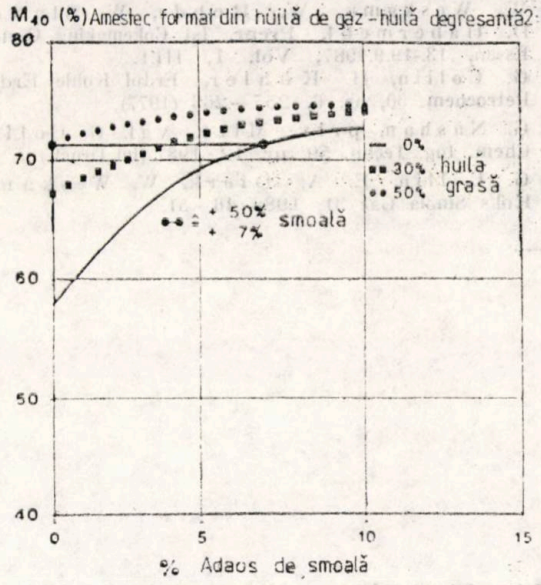


Fig. 12. Smoală din gudron de huilă ca aditiv al șarjei de cocs — îmbunătățirea rezistenței mecanice M_{40} [1]

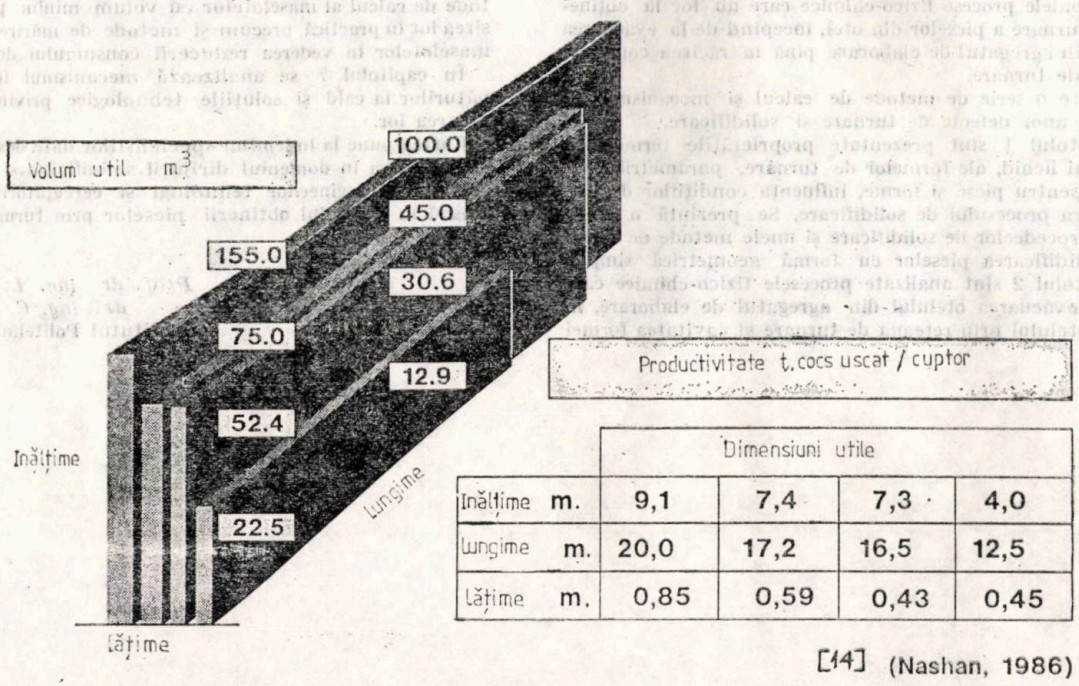
În cazul adăugării a 50% huilă grasă s-a atins o rezistență de 72%, aceeași rezistență a cocsului obținîndu-se la un adaos de smoală din gudron de huilă de 7%.

Acest efect rezultă din proprietățile smoalei din gudron de huilă, care la creșterea temperaturii trece mai întîi din starea sticloasă în starea termoplastică, apoi în stare lichidă, după caz, în starea lichido-cristalină și, în sfîrșit, în starea solidă a cocsului.

Smoala din gudron de huilă la cocsificarea împreună cu huila se descompune în carbon și o cantitate suplimentară de gudron de huilă. Smoala din amestecul de huilă de cocs își manifestă eficiența, deoarece substanțele aromatice din smoală prezintă, față de cărbune, o afinitate ridicată și, astfel, o forță ridicată de legare-umectare. La temperaturi mai ridicate, smoala dizolvă o parte din maceralul reactiv termic din huilă, într-un interval de temperatură optim pentru aceste procese și, la temperaturi peste 500°C, formează o structură de cocs foarte legată. Ca atare, smoala în camera cuptorului de cocs o dată cu creșterea temperaturii va umezi mai întîi granulele de cărbune, apoi le va dizolva pentru ca, în timpul cocsificării ulterioare, să ajute la formarea unei faze plastice optime completînd lipsa maceralelor reactive.

În acest fel, se realizează structura optimă de cocs înglobînd bine și eventualii degresanți infuzibili [13].

Dezvoltarea dimensională a cuptoarelor pentru cocsificare și creșterea productivității pe cameră sînt redate în figura 13. Printr-un adaos de smoală din gudron de huilă este posibilă o lărgire a bazei de huile de cocs și o creștere a productivității efective de cocs metalurgic.



		Dimensiuni utile			
Înălțime	m.	9,1	7,4	7,3	4,0
Lungime	m.	20,0	17,2	16,5	12,5
Lățime	m.	0,85	0,59	0,43	0,45

[14] (Nashan, 1986)

Fig. 13. Dezvoltarea cuptoarelor de cocs [14]

BIBLIOGRAFIE

[1] G. Collin, M. Zander, Erdöl Erdgas Kohle 102, nr. 11, 1986 p. 517–524.

[2] B. Charpey, Proc. 4th Int. Carbon Conf., Baden-Baden, 30.6.–4.7.1986, S. 17–19.

[3] D. W. van Krevelen: Coal, Elesevier Publishing' Amsterdam-London New York – Princeton 1961, S. 339.

[4] W. Simonis, G. Gnuschke, K.-G. Beck, Glöckauf Forschungsh. 27, Nr. 4, 1966 p. 181–192.

[5] R. von der Gathen, Glöckauf 112, nr. 22, 1976, p. 1 280–1 285.

[6] W. Rohde, Gluckauf 119, nr. 18, (1983) p. 888–891.

[7] W. Weskamp, W. Rohde, W. Stewen, F. Orywal, Glückauf 118, nr. 264 – 267 1979.

[8] D. Habermehl: Verkokung thermisch vorbehandelter Kohle mit Pechzusatz, Komm. Europ. Gemeinsch. EUR 8065, 1982.

[9] W. Weskamp, W. Stewen, D. Habermehl, Glückauf 119, nr. 22, (1985) 1 079–1 094.

[10] W. Weskamp, W. Rohde, W. Stewen, D. Habermehl, Glückau f121, nr. 14, 1985 1 090–1 094.

[11] G. Nashan, W. Weskamp, Vortrag, Int. Tar Conf., Düsseldorf, 23.5.1986.

[12] W. Weskamp, W. Rohde, W. Stewen, D. Habermehl, Prepr. Ist Cokemaking Congr., Essen, 13.-19.9.1987, Vol. 1, III.1.

[13] G. Collin, H. Köhler, Erdöl Kohle Erdgas Petrochem. 30, nr. 6, 257–263 (1977).

[14] G. Nashan, priv. Mitt., vgl. G. Collin, Chem. Ing. Techn. 59, nr. 12, 1987 (im Druck).

[15] G. Collin, E. A. Dierk, W. Weskamp, Koks Smola Gaz 31, 1986 46–51.

Recenzie

În anul 1987 a apărut în R. S. Cehoslovacia cartea binecunoscutului prof. dr. ing. Iosef Pribyl *„Dirijarea solidificării pieselor turnate din oțel"*, fiind una dintre cele mai reușite lucrări din domeniul de specialitate.

În această lucrare sînt sintetizate rezultatele cercetărilor teoretice și practice pe care autorul le-a desfășurat mulți ani pe linia obținerii pieselor turnate, de înaltă calitate, din oțel. Lucrarea reprezintă o continuare a numeroaselor publicații (cărți, articole, sinteze) ale autorului, care își desfășoară activitatea la Institutul de mine și metalurgie Ostrava; aceasta cuprinde șapte capitole în care sînt analizate succesiv principalele procese fizico-chimice care au loc la obținerea prin turnare a pieselor din oțel, începînd de la evacuarea oțelului din agregatul de elaborare pînă la răcirea completă în forma de turnare.

Sînt date o serie de metode de calcul și mecanismul de apariție a unor defecte de turnare și solidificare.

În capitolul 1 sînt prezentate proprietățile termofizice ale oțelului lichid, ale formelor de turnare, parametrii constructivi pentru piese și forme, influența condițiilor de turnare asupra procesului de solidificare. Se prezintă o clasificare a procedeelor de solidificare și unele metode de calcul pentru solidificarea pieselor cu formă geometrică simplă.

În capitolul 2 sînt analizate procesele fizico-chimice care au loc la evacuarea oțelului din agregatul de elaborare, la curgerea oțelului prin rețeaua de turnare și cavitatea formei și răcirea lui, pînă la începutul procesului de solidificare. Se analizează schimbul de căldură și de masă dintre oțel și formă, procesul de reoxidare a oțelului în timpul turnării proceselor care au loc în timpul curgerii și umplerii cavității formei, precum și apariția cîmpului de temperatură în pereții formei de turnare.

În capitolele 3–6 sînt analizate procesele de contracție și solidificare, structura și particularitățile formării zonei bifazice, mecanismul formării retasurii și microretasurii, dirijarea solidificării și alimentării cu metal din maselotă a retasurilor și microretasurilor. Sînt prezentate diverse metode de calcul al maselotelor cu volum minim posibil, folosirea lor în practică, precum și metode de mărire a eficienței maselotelor în vederea reducerii consumului de metal.

În capitolul 7 se analizează mecanismul formării crăpăturilor la cald și soluțiile tehnologice privind preîntîmpinarea lor.

Cartea pune la îndemîna specialiștilor date despre cele mai noi realizări în domeniul dirijării solidificării și poate fi recomandată inginerilor tehnologi și cercetătorilor care lucrează în domeniul obținerii pieselor prin turnare.

Prof. dr. ing. L. Sofroni și
dr. ing. C. Bratu
Institutul Politehnic București

Ing. D. Anghelina
Combinatul Siderurgic Hunedoara

Considerații privind determinarea conținutului critic de carbon la elaborarea oțelurilor inoxidabile prin tratament în vid

CZ: 669.161.18: 669.14.018.8

Elaborarea oțelurilor înalt aliate, inoxidabile și refractare necesită consumuri importante de materii prime și feroaliaje deficitare, fiind caracterizată printr-o complexitate deosebită a procesului tehnologic. În cadrul acestuia, tratamentul în vid oferă condiții de desfășurare deosebite față de procedeul clasic, datorită recuperării avansate a elementelor de aliere, precum și posibilității de urmărire continuă a parametrilor de lucru. Se preconizează găsirea unor soluții de conducere a procesului de tratament în vederea creșterii eficienței sale și a asigurării unei reproductibilități cît mai bune în ceea ce privește decarburarea în vid și obținerea unor conținuturi cît mai mici de carbon.

În cazul decarburării în vid a băii metalice cu conținut ridicat de crom, datorită scăderii presiunii este posibilă micșorarea conținutului de carbon pînă la valori cu mult mai mici fără să se producă o oxidare avansată a cromului. Însă, și în acest caz, posibilitatea decarburării cu oxigen gazos insuflat este limitată la o valoare critică.

Cunoașterea conținutului critic de carbon $[C]_0$ este de un real sprijin în stabilirea tehnologiei de lucru pentru diferite mărci de oțeluri, precum și în conducerea propriu-zisă a procesului de tratament.

În continuare, se prezintă metoda de determinare analitică a $[C]_0$. Pentru aceasta se pornește de la studiul reacției de decarburare la limita de desfășurare a procesului:

$$4\,[C] + 2\,\{O_2\} \rightarrow 4\,\{CO\} \quad (1)$$

$$3\,[Cr] + 2\,\{O_2\} \rightarrow (Cr_3O_4) \quad (2)$$

Reacția rezultată din (1) și (2) se poate scrie sub forma:

$$(Cr_3O_4) + 4\,[C] \rightarrow 3\,[Cr] + 4\,\{CO\} \quad (3)$$

pentru care se cunoaște expresia:

$$\Delta G^\circ_T = 860\,722 - 567{,}56\,T \quad (4)$$

din care rezultă că este puternic endotermă (deci este favorizată de creșterea temperaturii).

Expresiile constantei de echilibru pentru reacția (3) sînt următoarele:

$$K_{Cr} = \frac{a^3_{[Cr]} \cdot p^4_{CO}}{a_{(Cr_3O_4)} \cdot a_{[C]}},\ \text{at}^4 \quad (5)$$

$$\lg K_{Cr} = -\frac{44.946}{T} + 29{,}63 \quad (6)$$

Utilizînd relațiile de calcul al activității $[Cr]$ și $[C]$ se poate scrie:

$$[C] = \frac{[Cr]^{3/4}}{K^{1/4}_{Cr}} \cdot \frac{P_{CO}}{(Cr_3O_4)^{1/4}} \cdot \frac{f^{3/4}_{Cr}}{f_C} \cdot 10,\ \% \quad (7)$$

în care P_{CO} reprezintă presiunea oxidului de carbon care se degajă din reacție la interfața baie metalică-fază gazoasă (at), iar f_{Cr} și f_C sînt coeficienții de activitate determinați cu ajutorul relației Wagner-Chipman.

S-a ținut seamă că pentru sistemul baie metalică (oțel inoxidabil)-zgură (cu conținut ridicat de Cr_3O_4) se poate scrie:

$$a_{(Cr_3O_4)} \simeq \frac{(\%Cr_3O_4)}{100} \quad (8)$$

Din relația (7) se deduce faptul că $[C]_0$ (la echilibru) depinde de $[Cr]$, P_{CO}, de temperatura băii metalice (to) și de compoziția acesteia (în ceea ce privește influența elementelor de aliere).

Întrucît în partea finală a insuflării oxigenului compoziția chimică a diferitelor șarje (pentru o marcă sau grupe de mărci de oțel apropiate) prezintă variații mici ale elementelor de aliere sau ale elementelor însoțitoare, iar $[Si]_0 = 0$, se poate aproxima că influența acesteia este dată de variația $[Cr]$ și $[Ni]$ și de valoarea $[C]_0$ și $[O]_0$. Pentru aceasta, se admite $[Cr]_0 = 0{,}95 \cdot [Cr]$ inițial, respectiv $[Ni]_0 = 0{,}98 \cdot [Ni]$ inițial.

Calculul coeficienților de activitate se face cu ajutorul relației Wagner-Chipman, în funcție de valorile cunoscute ale parametrilor de interacțiune de ordinul întîi:

$$\lg f_{Cr} = e^{Cr}_{Cr} \cdot [Cr] + \sum_{i=2}^{n} e^{i}_{Cr} \cdot \%\, i \quad (9)$$

$$\lg f_C = e^{C}_{C} \cdot [C] + \sum_{i=2}^{n} e^{i}_{C} \cdot \%\, i \quad (10)$$

Ținînd seamă de compoziția chimică a oțelului inoxidabil care urmează să fie elaborat cu ajutorul relațiilor (6)—(10), se poate deduce următoarea ecuație:

$$\lg [C]_0 = \frac{3}{4} \cdot \lg [Cr] + \lg P_{CO} - 2{,}33 \cdot \sqrt{\frac{to - 1244}{to + 273}} - 0{,}011 \cdot [Ni] + A \quad (11)$$

Considerații privind relațiile dintre eficiența și structura chimică a adaosurilor carbonice

Dr. chim. E. Cohn și
ing. Ioana Seurtu
ICSITPSCM București

CZ: 669.046.52:546.26

Rolul adaosurilor carbonice încorporate în compoziția amestecurilor de formare este cunoscut, iar efectul lor asupra calității suprafețelor pieselor turnate este cu atît mai mare cu cît și produsul respectiv poate să elibereze o cantitate de carbon lucios mai mare, o cantitate de materii volatile cu efect reducător mai ridicată, iar temperatura și intervalul de înmuiere ale produselor sînt mai apropiate de cele optime [1]—[4].

În prezent, cu toate că eficiența adaosurilor carbonice este apreciată, multe turnătorii continuă să folosească cărbune de huilă măcinat, făină de lemn sau alte pulberi, pentru a îmbunătăți calitatea suprafețelor pieselor turnate.

Această situație este impusă de dificultățile de procurare și de prețurile uneori ridicate ale produselor, care pot fi eficiente cu adaosuri carbonice, și anume ale maselor plastice (în special polistirenul și polietilena) sau ale derivatelor din petrol (bitumuri, parafine, păcură etc.). Dezavantajele amestecurilor de formare datorate adaosului de cărbune de huilă, care conține o proporție de 15—20% cenușă și făină de lemn, impun punerea la dispoziția turnătoriilor a noi tipuri de adaosuri carbonice eficiente, cu proporții reduse de cenușă, accesibile sub raportul procurării și al prețului de cost. Aceste motive au determinat efectuarea unor noi cercetări, urmărindu-se, în primul rînd, ca noile adaosuri să posede capacitatea de a degaja o proporție mai mare de carbon lucios în timpul turnării aliajelor feroase, deoarece, după mulți autori, aceasta este măsura cea mai importantă după care poate fi apreciată calitatea unui adaos carbonic [5] și [6].

În lucrare se prezintă unele aspecte ale relațiilor dintre structura chimică a unor adaosuri carbonice și capacitatea acestora de a degaja carbon lucios.

Determinările proporțiilor de carbon lucios au fost efectuate cu ajutorul unui aparat din cuarț, recomandat de literatura de specialitate pentru determinările acestei caracteristici a adaosurilor carbonice și a amestecurilor de formare care cuprind în compoziția lor asemenea produse [2].

S-a urmărit efectul produs de atomii de hidrogen prezenți în moleculele adaosului carbonic asupra proporțiilor de carbon lucios degajat de acestea. Produsele încercate și rezultatele obținute sînt prezentate în tabelul 1.

Tabelul 1

Conținutul de carbon lucios (%) degajat, pentru diferite adaosuri carbonice

Adaosul carbonic	Carbon lucios, %
Grafit	0
Negru de fum	0
Cocs de petrol	0
Cărbune de huilă	11,8
Parafină cu C_{22-35}	24,49
Păcură cu C_{25-60}	53,07
Polietilenă $/-CH_2-CH_2/n$	21,13

S-au experimentat mai întîi produsele care nu conțin hidrogen în moleculă, și anume: grafit, negru de fum, cocs de petrol, cărbune de huilă (ultimul putînd avea urme de lignină sau celuloză în compoziția sa).

Se constată că la produsele care conțin numai carbon (fără hidrogen) nu se degajă carbon lucios. Acesta este cazul grafitului, negrului de fum și cocsului de petrol.

Cărbunele de huilă degajă o proporție de 11,8% carbon lucios, datorat probabil urmelor de lignină sau celuloză, care pot exista în compoziția cărbunilor.

În parafină (C_{22-35}) unde există de obicei hidrocarburi alifatice în proporție majoritară, reprezentate prin formula $CH_3-(CH_2)_{22-34}-CH_3$, proporția de carbon lucios degajat crește la 24,49%.

Valori similare (21,13%) se obțin și în cazul polietilenei, care nu cuprinde în compoziția sa decît carbon și hidrogen.

În cazul unei greutăți moleculare mai ridicate (păcură) C_{25-60}, proporția de carbon lucios atinge 53,07%.

Se constată, deci, că substanțele care nu posedă hidrogen în moleculă nu degajă carbon lucios.

Cînd în moleculă se găsesc numai hidrogen și carbon, se degajă carbon lucios în proporții însemnate. Cînd greutatea moleculară a produsului care conține numai carbon și hidrogen crește, crește și proporția de carbon lucios (păcură = 53,07% carbon lucios).

În continuare, s-a cercetat eficiența hidrocarburilor aromatice, în comparație cu activitatea hidrocarburilor parafinice.

În tabelul 2 se arată valorile obținute în urma experimentărilor efectuate cu hidrocarburi parafinice (parafină, păcură, polietilenă)

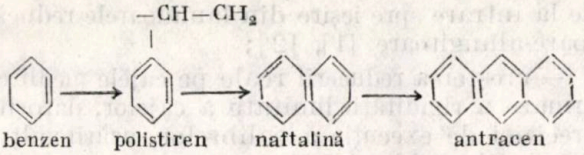
și cu hidrocarburi aromatice (naftalină, ulei de antracen, polistiren).

Se constată că hidrocarburile parafinice degajă o cantitate de carbon lucios mai mică decît hidrocarburile aromatice (naftalină, antracen, polistiren).

Uleiul de antracen conține aproximativ 40% antracen, prezentînd un carbon lucios de 72,45%.

Probabil, antracenul pur are o valoare mai ridicată a proporției de carbon lucios.

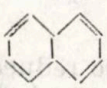
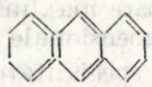
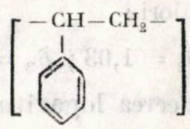
Astfel, proporția de carbon lucios ar crește în următoarea ordine :



Se constată că proporția de carbon lucios este cu atît mai mare cu cît moleculele adaosului conțin mai multe cicluri benzenice.

Tabelul 2

Conținutul de carbon lucios (%) degajat de hidrocarburile parafinice și aromatice

Denumirea produsului	Formula chimică	Carbon lucios, %
Parafină	$CH_3-(CH_2)_{\overline{20-33}}CH_3$	24,49
Păcură	$CH_3-(CH_2)_{\overline{22-58}}CH_3$	53,07
Polietilenă	$(-CH_2-CH_2-)_n$	21,13
Naftalină	 $(C_{10}H_8)$	76,3
Ulei de antracen	 $(C_{14}H_{10})$	72,45
Polistiren		54,90

Se observă că hidrocarburile aromatice degajă o cantitate de carbon lucios mai mare decît hidrocarburile alifatice (liniare) (tab. 2).

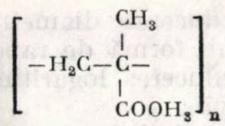
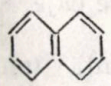
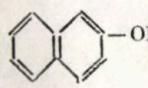
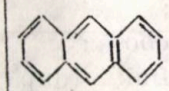
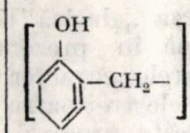
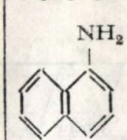
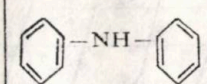
S-a urmărit, de asemenea, influența prezenței atomilor de oxigen și azot în molecula adaosului asupra proporțiilor de carbon lucios (tab. 3).

Trecînd de la polietilenă, care nu conține decît carbon și hidrogen (carbon lucios — 21,13%) la plexiglas, al cărui monomer conține doi atomi de oxigen, se constată că proporția de carbon lucios scade pînă la jumătate (carbon lucios la plexiglas — 10,36%) (tab. 2).

Același lucru se constată și în cazul adaosurilor carbonice cu nucleu aromatic. Astfel, introducînd un atom de oxigen în molecula naftalinei (adică trecînd la β naftol), se constată o scădere a proporției de carbon lucios cu 14 unități (76,31—62,40) (tab. 3).

Tabelul 3

Influența atomilor de oxigen și azot asupra proporțiilor de carbon lucios, %

Denumirea produsului	Formula structurală	Carbon lucios, %
Polietilenă	$[-CH_2-CH_2-]_n$	21,13
Plexiglas (polimetacrilat de metil)		10,36
Naftalină		76,31
Naftol		62,40
Ulei de antracen		72,45
Bachelită		2,72
Celuloză micronizată	$(C_6H_5O_5)_n$	2,24
Naftilamină		65,77
Difenilamină		67,43

Similar, trecînd la compușii policondensați, se constată că prezența oxigenului duce la scăderi ale proporției de carbon lucios. Astfel, trecînd de la antracenul care conține numai carbon și hidrogen (carbon lucios 72,45%) la bachelită sau celuloză, se constată că proporția de carbon lucios scade pînă la valori foarte mici (2,72—2,24).

Se poate observa că scăderea proporției de carbon lucios este cu atît mai mare cu cît moleculele adaosului carbonic, care conține oxigen, sînt mai mari (bachelită, celuloză).

Optimizarea repartizării reducerilor pe cajele laminoarelor reductoare-alungitoare

Ing. M. Ielciu și ing. Z. Deak
Întreprinderea de țevi Zalău

CZ: 539.371: 621.774

Unul dintre parametrii tehnologici deosebit de importanți pentru calibrarea cajelor laminoarelor reductoare-alungitoare (LRA) este reducerea pe cajă, respectiv repartizarea reducerii totale de diametru pe cajele LRA.

Reducerea pe cajă reprezintă micșorarea diametrului țevii în caja analizată q comparativ cu caja precedentă $q - l$.

Notațiile folosite în lucrare :

D — diametrul țevii ;
m — reducerea procentuală a diametrului țevii ;
δ — reducerea diametrului țevii exprimată sub formă de raport ;
γ — reducerea logaritmică a diametrului țevii ;
n — numărul de caje.

Indicii :

q — caja curentă (analizată); $q = 1 \ldots n$;
t — total ;
i — inițial ;
f — final ;
m — mediu ;
C — țeavă eboșă ;
T — țeavă finită (după reducere la cald).

Repartizarea „clasică" a reducerilor pe caje, utilizată pînă în prezent și la I. T. Zalău, are următoarele caracteristici (fig. 1) :

— pe primele trei-patru caje (cajele inițiale), reducerea crește progresiv pentru a compensa

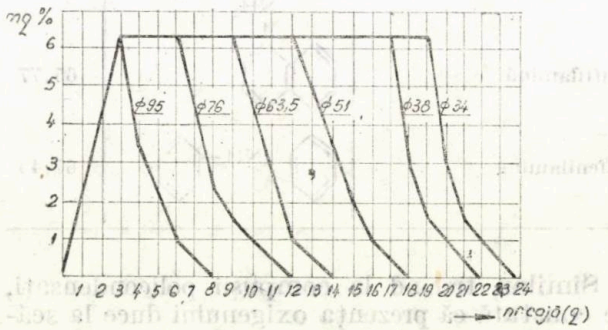


Fig. 1. Varianta inițială de repartizare a reducerilor pe cajă.

eventualele abateri la diametrul exterior al țevii eboșe ;

— pe următorul grup de caje (cajele medii), valoarea reducerii se menține constantă ;

— pe ultimele patru-cinci caje (cajele finale), valoarea reducerii scade progresiv atingînd valoarea zero în ultima cajă.

Unanimitatea cercetătorilor recomandă abandonarea acestei metode datorită următoarelor fenomene :

— creșterea rezistenței la deformare a laminatului din cauza scăderii temperaturii, creșterea gradului de deformare și a vitezei de laminare de la intrare spre ieșire din laminoarele reducătoare-alungitoare [1], [2];

— creșterea reducerii reale pe cajele medii ca urmare a rigidității limitate a cajelor, datorită preciziei de execuție a calibrelor, uzării valțurilor în timpul laminării.

În aceste condiții, încărcarea cajelor (respectiv a motoarelor la cajele cu acționare individuală) și uzura valțurilor sînt neuniforme, iar calitatea suprafeței și precizia dimensională a țevii reduse la cald se diminuează.

De aceea, se adoptă metoda de repartizare în „regim căzător" a reducerilor pe cajele medii.

Principiul metodei. Relații de calcul

Reducerea pe cajă se exprimă prin următoarele căi :

— procentual : $m_q = [(D_{q-1} - D_q) D_{q-1}] \cdot 100, \%$ (1)

— sub formă de raport : $\delta_q = D_{q-1}/D_q$ (2)

— logaritmic : $\gamma_q = \ln \delta_q$ (2′)

Cajele inițiale

Pe primele trei caje reducerea crește progresiv pînă la o valoare maximă pentru a contracara abaterile dimensionale ale eboșei.

Literatura de specialitate [1] recomandă următoarele valori :

$$\delta_1 = 1{,}02 \; ; \; \delta_2 = 1{,}03 \; ; \; \delta_3 = 1{,}04$$

Rezultă reducerea logaritmică totală γ_{ti} pe cajele inițiale :

$$\gamma_{ti} = \ln \delta_1 + \ln \delta_2 + \ln \delta_3 = \ln (1{,}02 \cdot 1{,}03 \cdot 1{,}04) = 0{,}08 \quad (3)$$

Cajele finale

În ultimele patru-cinci caje (la I.T. Zalău s-au ales patru caje), reducerea scade de la valoarea atinsă pe ultima cajă medie (caja q_{mu}) la zero în ultima cajă utilizată.

Reducerea totală recomandată pentru patru caje finale este $\delta_{tf} \leqslant 1\text{-}06$ [1].

Cunoscînd diametrul țevii reduse la cald D_{Tc}, se poate afla diametrul țevii pe ultima cajă medie $D_{qmu}(q = n - 4)$:

$$D_{qmu} = 1{,}06\, D_{Tc} \tag{4}$$

Cajele medii

Cajele $4 \ldots n-4$, numite caje medii, preiau efortul principal în ceea ce privește reducerea diametrului.

Reducerea logaritmică totală pe aceste caje γ_{tm}, va fi:

$$\gamma_{tm} = \ln (D_4/D_{qmu}) \tag{5}$$

unde:

$$D_4 = D_c/(1{,}02 \cdot 1{,}03 \cdot 1{,}04) = D_C/1{,}092624 \tag{6}$$

Se calculează reducerea medie pe cajă (medie) γ_{tmq}:

$$\gamma_{tmq} = \gamma_{tm}/n_m$$

unde:

$n_m = n - 7$ este numărul de caje medii.

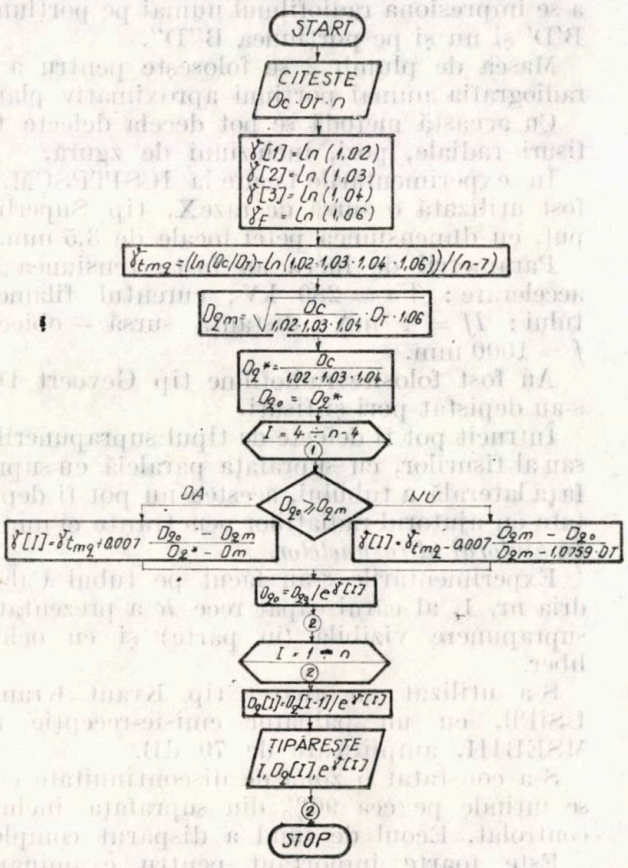


Fig. 2. Algoritmul de calcul al repartizării reducerilor pe cajele LRA

Se stabilește diametrul mediu al țevii pe cajele medii:

$$D_{qm} = \sqrt{\frac{D_c}{1{,}092624}\, D_{Tc} \cdot 1{,}06} \tag{7}$$

În continuare, stabilirea reducerilor logaritmice pe fiecare cajă γ_q se face cu ajutorul următoarelor relații:

— pentru cajele în care $D_q \geq D_{qm}$:

$$\gamma_q = \gamma_{tmq} + K(D_{q-1} - D_{qm})/(D_C/1{,}092624 - D_{qm}) \tag{8}$$

— pentru cajele în care $D_q < D_{qm}$:

$$\gamma_q = \gamma_{tmq} - K(D_{qm} - D_{q-1})/(D_{qm} - 1{,}06\, D_{Tc}) \tag{9}$$

Constanta K are valoarea $K = 0{,}007$ pentru reduceri procentuale uzuale $m_q = 4 \ldots 8\,\%$.

Rezultate înregistrate

Pe baza acestor relații, la I. T. Zalău s-a elaborat un program pe calculator al cărui algoritm se prezintă în figura 2.

Cu ajutorul acestui program s-a obținut repartizarea „în regim căzător" a reducerilor pe caje pentru diametrul ebosei Ø 115 și diametrul minim al țevii reduse Ø 34 mm (fig. 3).

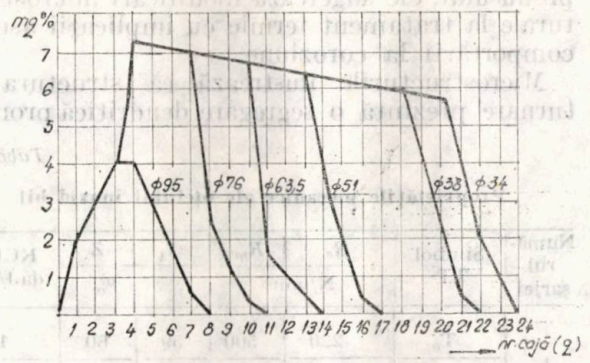


Fig. 3. Repartizarea optimizată a reducerilor pe caje

Calibrînd cajele LRA după aceste date, s-a reușit, pe lîngă uniformizarea solicitării cajelor (și implicit a motoarelor), și o îmbunătățire a suprafeței țevilor obținute, primul efect materializîndu-se în creșterea durabilității valțurilor LRA, iar al doilea în creșterea coeficientului de scoatere la țevile cu pretenții deosebite de calitate a suprafeței (pentru schimbătoare de căldură și pentru cazane).

Tratamentul termic cunoscut sub denumirea de punere în soluție, călire sau recoacere, constă din încălzire la temperaturi de 1 050—1150°C, în funcție de natura mărcii, cu menținere 1 h pentru 25 mm grosime și răcire în apă.

Condițiile de tratament termic pentru țevile din oțel inoxidabil austenitic, marca CPF-8 obținute prin turnare centrifugală, prescrise în standardul de produs (ASME—SA451) și cererea de ofertă AECL (Atomic Energy of Canada Limited), includ următoarele regimuri :

— încălzirea la 1 040°C/1h/25 mm ; răcire în apă (simbol T1) (ASME—SA451) ;
— încălzire la 1 100°C/30 min ; răcire în apă (simbol T2) (AECL).

Experimentările de tratament termic s-au efectuat pe inele extrase din capătul rece al tuburilor turnate centrifugal, prelevate conform documentației de referință, astfel :

— un inel cu lungimea de 120 mm pentru epruvete de încercări mecanice ;
— un inel cu lungime de 80 mm pentru proba de încercare de aplatizare a țevii.

Rezultatele din tabelul 2 ilustrează că nivelul proprietăților mecanice obținute pe probe prelevate din materialul brut turnat (simbol T_0) se încadrează în limitele standard prescrise.

Influența tratamentului termic se relevă printr-o creștere semnificativă a limitei de curgere și o ușoară îmbunătățire a plasticității și tenacității.

Deși aceste îmbunătățiri nu sînt esențiale din punctul de vedere al condițiilor de acceptare a produsului, ele sugerează modificări microstructurale la tratament termic cu implicații asupra comportării la coroziune.

Microstructurile ilustrează că structura de turnare prezintă o segregare dendritică pronunțată. Omogenizarea structurii și tendința de dispariție a structurii dendritice de turnare cresc consecutiv cu mărirea duratei și/sau a temperaturii de tratament termic.

Tabelul 2

Proprietățile mecanice ale oțelului inoxidabil

Numărul șarjei	Simbol TT	R_e N/mm²	R_m N/mm²	A_4 %	Z %	KCU5, daJ/cm²
1	T_0	220	500	59	60	13
	T_2	255	485	60	60	16
2	T_0	245	540	60	56	13
	T_2	290	540	63	63	14
3	T_0	250	540	62	65	15
	T_2	275	535	68	65	14
Valori minime impuse :						
ASME — SA 451 CPF— 8 modificat		207	483	35	—	—

T_0 — brut turnat ;
T_2 — 1 040°C/60 min/apă

Analiza metalografică efectuată conform ASTM—A 262 pentru evaluarea susceptibilității la coroziune intergranulară a relevat că tratamentul termic a diminuat sensibil continuitatea și grosimea limitelor de grăunți îngroșate, ca urmare a dizolvării fazelor intergranulare segregate la solidificare.

Analizele efectuate la microsonda electronică, precum și testele de coroziune intergranulară în soluție Strauss (test E—ASTM—A262) au confirmat aceste concluzii.

Pentru examinarea nedistructivă a tubului Calandria se folosesc metode radiografice și ultrasonice.

Pentru *analiza radiografică* geometria de expunere a probei fabricate este redată în figura 1.

Caseta cu radiofilmul se așază în interiorul tubului astfel încît pereții acestuia să se lipească intim de partea internă a tubului.

Ecranul de plumb 4 se folosește pentru a se înlătura efectul radiațiilor secundare și pentru a se impresiona radiofilmul numai pe porțiunea B′D′ și nu și pe porțiunea B″D″.

Masca de plumb 2 se folosește pentru a se radiografia numai porțiuni aproximativ plane.

Cu această metodă se pot decela defecte tip fisuri radiale, pori, incluziuni de zgură.

În experimentările făcute la ICSITPSCM, a fost utilizată o sursă de razeX, tip Superliliput, cu dimensiunea petei focale de 3,5 mm.

Parametrii de lucru au fost : tensiunea de accelerare : $Va = 280$ kV ; curentul filamentului : $If = 4$ mA ; distanța sursă — obiect : $f = 1000$ mm.

Au fost folosite radiofilme tip Gevoert D7 ; s-au depistat pori și fisuri.

Întrucit pot fi defecte de tipul suprapunerilor sau al fisurilor, cu suprafața paralelă cu suprafața laterală a tubului, acestea nu pot fi depistate cu ajutorul radiațiilor penetrante ci numai cu *ajutorul ultrasunetelor*.

Experimentările s-au făcut pe tubul Calandria nr. 1, al cărui capăt rece *R* a prezentat o suprapunere vizibilă (în parte) și cu ochiul liber.

S-a utilizat un aparat tip Kraut Kramer USiPll, cu un palpator emisie-recepție tip MSEB4H, amplificare de 70 dB.

S-a constatat o zonă de discontinuitate care se intinde pe cca 90% din suprafața inelului controlat. Ecoul de fund a dispărut complet.

Este foarte important pentru examinarea cu ultrasunete să se prelucreze suprafețele laterale interne și externe ale tubului.

Pentru examinarea nedistructivă a extensiei tubului Calandria, se vor utiliza metoda ultrasonică și cea cu radiații nucleare, cele două metode fiind complementare.

Optimizarea caracteristicilor corpurilor abrazive

Dr. ing. I. Negrea,
I. I. Carbochim, Cluj-Napoca
ing. Cristina Roşca
I.M.M.R. „16 Februarie",
Cluj-Napoca

CZ: 621.921

Rectificarea cu corpuri abrazive poate fi caracterizată prin preocupări privind mărirea economicităţii imediate a acestui proces, prin obţinerea unor randamente de aşchiere tot mai ridicate. Această tendinţă s-a concretizat prin creşterea vitezei periferice a corpurilor abrazive cu liant ceramic de la 35 la 45 m/s şi chiar la valori mai mari, de pînă la 60, 80 şi 100 m/s.

Avantajele rectificării la viteze periferice ridicate (uzura scăzută a corpului abraziv şi rugozitatea superficială mică a piesei rectificate) sînt micşorate considerabil de faptul că temperaturile ridicate care iau naştere produc o serie de fenomene negative :

— apariţia unor transformări structurale în stratul superficial al piesei rectificate;

— decălirea şi micşorarea microdurităţii piesei rectificate;

— modificarea proprietăţilor mecanice ale piesei rectificate (micşorarea rezistenţei la tracţiune, a rezistenţei la uzură, a rezilienţei etc.).

Efectele negative care pot apărea în cazul rectificării la viteze periferice ridicate au fost stabilite pe cale experimentală [1].

Ele pot lua naştere nu numai sub acţiunea unor parametri prea intenşi ai operaţiei de rectificare (viteza periferică a corpului abraziv sau adîncimea de tăiere prea mare) ci şi în cazul în care caracteristicile corpurilor abrazive nu sînt cele optime.

Pentru aceasta, studiul a fost extins, urmărindu-se şi influenţa caracteristicilor corpului abraziv (natura şi granulaţia materialului abraziv) asupra unor proprietăţi ale pieselor rectificate care determină comportarea lor ulterioară în exploatare, în special în cazul pieselor supuse unor solicitări ridicate la răsucire, flambaj şi uzură.

Influenţa naturii şi granulaţiei materialului abraziv

S-au luat în studiu corpurile abrazive confecţionate din electrocorindon normal (11A), electrocorindon semifiabil (41A), electrocorindon nobil (33A), amestec de electrocorindon normal şi electrocorindon nobil (50A), precum şi carbură de siliciu neagră (21C). Corpurile abrazive din prima serie experimentală cu granulaţia de 25 μm au fost confecţionate cu liant ceramic şi bachelitic.

Atît în timpul rectificării cît şi după aceasta, s-au urmărit următoarele aspecte :

— măsurarea temperaturii medii a piesei cu ajutorul unor termoelemente;

— interpretarea şlifurilor metalografice;

— măsurarea microdurităţilor (prin metoda Vickers);

— înregistrarea curbelor de variaţie ale rezistenţei de rupere la tracţiune (prin înregistrarea curbelor de rupere).

Rectificarea s-a realizat pe o maşină de rectificat tip RU350—1, iar probele luate în studiu au fost confecţionate din oţel OL50, OLC45, OLC55X, 15CN15 şi 40C130.

Temperaturile medii înregistrate la piesele rectificate sînt indicate în figurile 1, 2, 3, 4.

Valorile obţinute indică următoarele :

— Diferenţa dintre cele două tipuri de electrocorindon cu tenacitatea ridicată (electrocorindonul nobil şi electrocorindonul semifiabil) nu este semnificativă.

— În cazul utilizării amestecului de electrocorindon normal şi nobil se obţin valori mai ridicate de temperatură, iar în cazul electro-

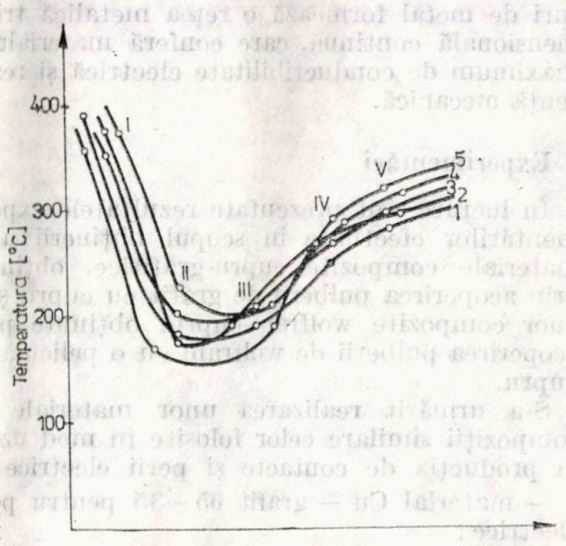


Fig. 1. Influenţa naturii materialului abraziv asupra temperaturii medii generate în probele din oţel: 1 — OL50; 2 — OLC45; 3 — OLC55X; 4 — 15CN15; 5 — 40C130, rectificate cu corpuri abrazive care au următoarele caracteristici: I — 21C 25JV; II — 33A 25JV; III — 41A 25JV; IV — 50A 25JV; V — 11A 25JV, la o viteză periferică a corpului abraziv de $v_{ca} = 30$ m/s, viteza piesei $v_p = 250$ mm/s şi avansul $s = 0{,}008$ mm

Cercetări privind obținerea unor materiale compozite din pulberi acoperite

Ing. Paula Lungu, ing. Elena Cristescu
și ing. Paula Miron
I.C.P.E.

CZ: 621.785:-492.2

Cercetările efectuate de autori se înscriu în sfera preocupărilor de înlocuire a materialelor convenționale cu materiale neconvenționale, avînd proprietăți îmbunătățite.

Astfel, materialele compozite obținute din pulberi acoperite se pot folosi la realizarea corpurilor sinterizate, utilizate sub formă de contacte și perii electrice, cărora le conferă caracteristici superioare față de cele ale materialelor clasice, obținute prin amestecarea mecanică a componentelor.

Pulberile acoperite se obțin prin depunerea straturilor consecutive de metal (Cu, Ag, Ni, Co, Au, Pt) pe un miez pulverulent (grafit, sulfuri metalice, carburi metalice, oxizi metalici sau metale) [1]. Depunerea se poate realiza chimic, electrochimic sau din fază gazoasă. Cele mai bune rezultate s-au obținut în practică prin metoda chimică bazată pe reacția de cementare, care asigură formarea unor straturi subțiri și continue de metal pe suprafața miezului pulverulent.

În masa compozitului sinterizat, aceste straturi de metal formează o rețea metalică tridimensională continuă, care conferă materialului maximum de conductibilitate electrică și rezistență mecanică.

Experimentări

În lucrare sînt prezentate rezultatele experimentărilor efectuate în scopul obținerii unor materiale compozite cupru-grafitice, obținute prin acoperirea pulberii de grafit cu cupru și a unor compozite wolfram-cupru, obținute prin acoperirea pulberii de wolfram cu o peliculă de cupru.

S-a urmărit realizarea unor materiale cu compoziții similare celor folosite în mod uzual în producția de contacte și perii electrice:

— material Cu — grafit 65—35 pentru perii electrice;

— material W—Cu 70—30 pentru contacte electrice;

— material W—Cu 80—20 pentru contacte electrice.

S-a constatat că o acoperire completă și eficientă a miezului pulverulent depinde de starea suprafeței și granulația pulberii [2].

Suprafața pulberii trebuie mai întîi bine degresată și apoi supusă unui tratament de activare pentru a permite o bună aderență a stratului metalic depus. În cazul grafitului, s-a folosit pentru activare o soluție de clorură stanoasă în acid clorhidric (16 g/l), iar pentru wolfram, o soluție de perhidrol 30%.

În ceea ce privește granulația s-a considerat că este optim să se lucreze cu particule relativ mari, deoarece, în cazul particulelor mai fine, se produce aglomerarea lor și depunerea neuniformă a metalului. Astfel, la grafit s-a lucrat cu o granulație de 70—150 μm, iar la wolfram cu o granulație de 25—30 μm.

Depunerea cuprului, atît pe grafit, cît și pe wolfram, s-a făcut din soluții foarte concentrate de sulfat de cupru (100 g/l) în mediu puternic alcalin [3]. Ca reducător s-a folosit o soluție concentrată de aldehidă formică.

Pentru realizarea compozițiilor menționate mai sus, s-au calculat stoichiometric cantitățile de pulberi și reactivii chimici necesari.

Fig. 1. Microstructura pulberii de wolfram cuprate; x: 100

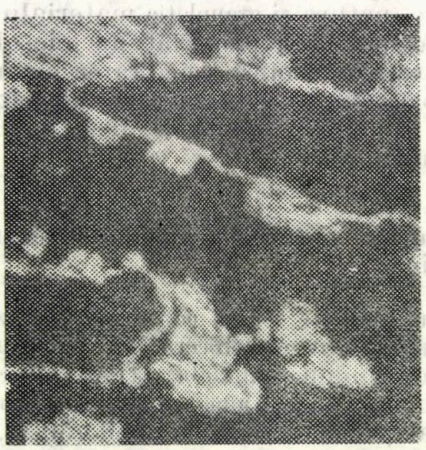


Fig. 2. Microstructura pulberii de grafit cuprate; x: 100

Straturile metalice depuse sînt continue și uniforme, asigurînd o acoperire completă a miezului pulverulent.

Depunerea s-a făcut la temperatura camerei și sub agitare puternică.

Pentru verificarea calității depunerii, pulberile obținute au fost studiate la microscopul optic (fig. 1, 2).

Din pulberile acoperite, astfel obținute, s-a trecut la realizarea unor corpuri sinterizate după tehnologii specifice metalurgiei pulberilor.

Astfel, din materialul Cu—C 65—35, s-au confecționat perii electrice prin presare la o presiune de 4 tf/cm² și sinterizare în atmosferă reducătoare de hidrogen la o temperatură de 700°C. Acestea au fost caracterizate prin comparație cu un lot de perii de aceleași compoziții, obținute prin amestecarea mecanică a componentelor.

Măsurătorile de rezistivitate au dat valori mai bune pe periile din grafit cuprat chimic, decît pe cele din materialul clasic, respectiv 0,28 μΩ/cm față de 0,35 μΩ/cm. Rezultatele favorabile ale noului material compozit se remarcă și în ceea ce privește rezistența mecanică la încovoiere, respectiv 34,8 MN/m² față de 20,3 MN/m².

Este de așteptat ca uzura periilor obținute din grafit cuprat să fie mai mică decît a celor clasice, fapt care urmează să fie verificat prin montarea lor pe standurile de încercări.

Din pulberile de wolfram acoperit cu cupru, au fost confecționate pastile de contact prin presare la 8 tf/cm² și sinterizare în hidrogen la temperatura de 1 000°C.

Tabelul 1

Caracteristicile fizico-mecanice și electrice ale contactelor W-Cu

Materialul	Densitatea, g/cm³	Rezistivitatea, μΩ/cm	Duritatea, *HB*
W—Cu 80—20	14,2	5,6	170
W—Cu 70—30	13,5	4,3	150
W—Cu 76—24	15,1	7,5	140

Rezultatele măsurătorilor efectuate pe cele două tipuri de materiale sînt redate în tabelul 1, comparativ cu valorile prezentate de contactele W—Cu 76—24, aflate în fabricația curentă.

Se poate observa că, deși la piesele din wolfram cuprat nu s-a atins o densitate apropiată de densitatea teoretică, valorile rezistivității și ale durității sînt superioare celor prezentate de contactele clasice, care au o densitate apropiată de cea teoretică.

Este, deci, de așteptat ca, prin perfecționarea procesului chimic de cuprare a pulberii de wolfram și de prelucrare a ei în vederea realizării unor contacte cu o densitate apropiată de cea teoretică, să se obțină caracteristici electrice și mecanice cu mult îmbunătățite față de contactele clasice.

Concluzii

Rezultatele obținute pînă în prezent îndreptățesc continuarea cercetărilor atît în direcția perfecționării proceselor tehnologice de prelucrare a pulberilor acoperite (de îmbunătățire a caracteristicilor funcționale ale periilor și contactelor electrice obținute din ele), cît și în direcția diversificării tipurilor de materiale obținute din pulberi acoperite, în scopul realizării unei economii de metal prețios.

BIBLIOGRAFIE

[1] Brevet R.F.G., nr. 2941447/1980.

[2] Pang-Kai Lee, I.E.E.E. Trans. on components, Hybrids and Manuf. Tech., Japonia, 1980, nr. 1, p. 4.

[3] Pavlenko V. I. În: Poroșcovaia Metallurghiia, U.R.S.S., 158, nr. 2, 1976, pag. 9.

Considerații privind influența structurii asupra comportării la uzare a materialelor metalice

Conf. dr. ing. C. Dumitrescu
Institutul Politehnic București
dr. ing. Gh. Albiță și ing. M. Rădulescu
I.C.P.U.P.S. București

CZ: 621.785: 620.178.1

Uzarea la abraziune constituie un proces mecanic de degradare a suprafețelor pieselor aflate în contact cu corpuri sau particule mai dure. Abraziunea poate avea loc atît prin microașchierea suprafeței de către părțile ascuțite ale rugozităților sau particulelor, cît și prin deformarea plastică, atunci cînd muchiile acestora sînt rotunjite și sarcinile mari. În cazul oțelurilor, mult timp s-a considerat că unghiul de atac și duritatea sînt factori preponderenți. Ulterior, s-a admis și influența conținutului de carbon. Practica arată că acești factori nu sînt singurii care influențează uzarea la abraziune și rezistența la uzare [1].

Lucrarea prezintă sintetic aspectele importante care interesează proiectarea, exploatarea și întreținerea utilajului metalurgic, chimic etc.

Pînă în prezent, este unanim acceptat faptul că intensitatea uzării de abraziune a unei suprafețe metalice se poate exprima printr-o relație simplificată de forma :

$$i_{abr} = \frac{dV}{dl} = K_{abr} \frac{F}{HV} \qquad (1)$$

unde :

$\frac{dV}{dl}$ este uzura volumetrică raportată la unitatea de lungime de frecare ;
F — sarcina aplicată ;
HV — duritatea suprafeței mai moi ;
K_{abr} — coeficientul de uzare la abraziune care depinde de geometria asperităților sau de grăunții abrazivi.

Dacă o asperitate conică are unghiul θ, iar $\overline{\cos\theta}$ este media ponderată pentru toate conurile de atac, atunci coeficientul de abraziune are expresia : $K_{abr} = \frac{2\overline{\cos\theta}}{\pi}$

iar intensitatea uzurii devine :

$$i_{abr} = \frac{dV}{dl} = \frac{2\overline{\cos\theta}}{\pi} \cdot \frac{F}{HV} \qquad (2)$$

Rezistența la uzura de abraziune se exprimă prin inversul intensității la uzură :

$$\varepsilon = \frac{dl}{dV} = \frac{\pi}{2\overline{\cos\theta}} \cdot \frac{HV}{F} \qquad (3)$$

Deci, apare ca o funcție de duritate a materialului și este pentru materialele metalice pure, în stare recoaptă, proporțională cu duritatea suprafețelor.

Această lege, care nu este valabilă pentru materialele nemetalice cum sînt elastomerii și materialele plastice, a fost verificată în condiții de laborator pe metale pure și pe oțeluri în stare recoaptă, supuse uzării pe discuri abrazive cu granulație de 80 μm sau, în cazul folosirii ca abraziv a particulelor de alumină, cu granulație de 40 μm.

Liniaritatea expresiei $\varepsilon = f(HV)$ este verificată în condițiile în care abrazivul este mai dur decît materialul metalic abrazat ($H_{met.}/H_{abr.} = 0{,}5 - 0{,}6$) (fig. 1).

Cercetările experimentale au scos în evidență faptul că între duritatea materialului metalic, duritatea abrazivului și uzare există o strînsă legătură (fig. 2). Dacă abrazivul este mai moale decît materialul metalic, uzarea este redusă, iar dacă abrazivul este mai dur, uzarea este mai pronunțată.

În cadrul lucrărilor de specialitate este unanim acceptată ideea că rezistența la uzare se îmbunătățește o dată cu creșterea durității materialului metalic, conform diagramei lui Hrușciov (fig. 3) și îndeosebi în urma cercetărilor acestuia [2].

Din figura 3 rezultă că există un domeniu de creștere pronunțată a uzării. Acest domeniu este redus în cazul materialelor metalice omogene și mai larg în cazul materialelor metalice eterogene, datorită fazelor mai dure existente în structură.

Este de reținut faptul că în multe determinări de laborator s-a observat o scădere importantă a uzării o dată cu creșterea durității abrazivului, scădere care a fost pusă pe seama metodei de determinare a uzării (în general uzarea se determină pe discuri abrazive) [2] (explicație cel puțin incompletă).

Din relațiile (2) și (3) rezultă, de asemenea, că modificarea lui θ este și ea importantă ; dacă muchiile particulelor abrazive se rotunjesc, rezistența la uzare abrazivă crește mult (fapt demonstrat experimental).

Din cele prezentate, precum și din relația (3), rezultă că starea de prelucrare, morfologia și gradul de finețe al constituienților structurali ai materialului metalic supus abrazării nu intervin în nici un fel, ca și cum influența în procesul de uzare ar fi constantă.

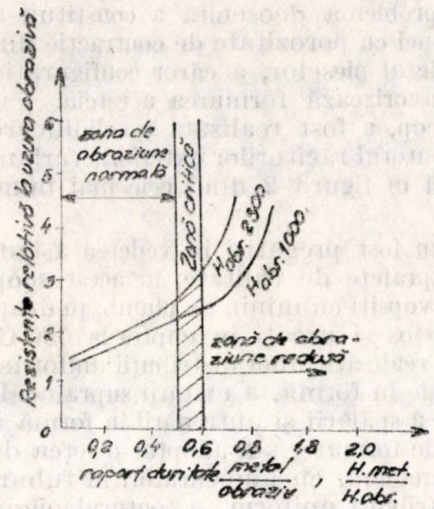


Fig. 1. Relația rezistență relativă la uzare abrazivă; raportul duritate metal/duritate abraziv la oțelurile cu structură perlitică și structură martensitică [4]

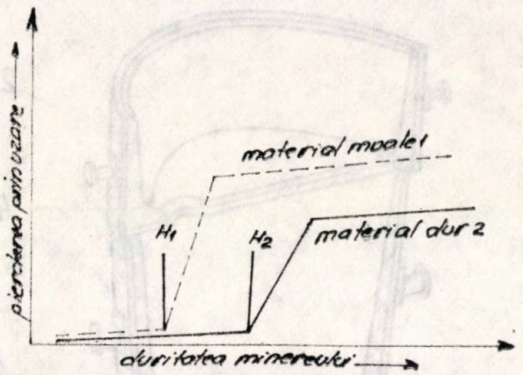


Fig. 2.Dependența dintre pierderea la uzare, duritatea abrazivului și duritatea a două materiale metalice [5—7]

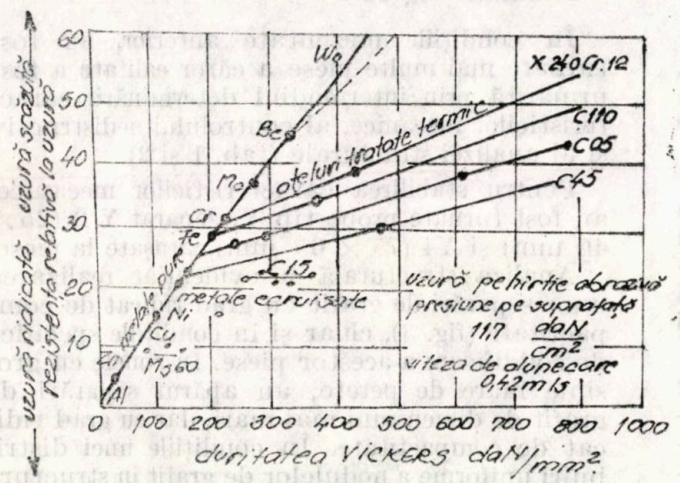


Fig. 3. Dependența dintre rezistența la uzare și duritatea materialului metalic la uzarea de alunecare a abrazivului cu grăunți de corund [2]

De altfel, însuși procesul de uzare prin abraziune poate decurge prin mai multe mecanisme : microașchiere, rizare prin deformare,eroziune abrazivă, brăzdare și zgîriere.

În cazul aliajelor Fe—C, la aceeași compoziție chimică, poate exista o largă varietate de constituenți structurali. De exemplu, constituenții de tip perlitic pot fi sub formă de perlită lamelară, perlită sorbitică, troostită și perlită globulară, în funcție de valoarea vitezei și modul de răcire după încălzirea în domeniul austenitic. La aceeași duritate, pot exista mai multe tipuri de structuri, comportamentul la uzură fiind diferit de la caz la caz ; perlita lamelară se comportă favorabil în procesul de uzură comparativ cu perlita globulară sau cu troostita. De asemenea, la călire, structura poate fi alcătuită din martensită (aciculară sau criptocristalină) sau alcătuită din martensită și austenită reziduală, în funcție de conținutul de carbon al oțelului care influențează direct duritatea materialului metalic (fig. 4). Pe de altă parte, rezultă că duritatea la uzură este dată de morfologia martensitei și de conținutul în carbon.

La aceeași compoziție chimică și duritate, perlita prezintă a rezistență la uzare mai ridicată decît martensita supusă în prealabil revenirii. De asemenea, o martensită bogată în carbon, supusă revenirii, poate fi sărăcită în carbon datorită precipitărilor, cu toate că valorile microdurității sînt ridicate. De multe ori, pentru creșterea rezistenței la șoc (tenacității), martensita trebuie supusă revenirilor înalte, comportamentul constituenților structurali obținuți (sorbită, perlită globulară), fiind cu totul diferit.

Din rezultatele obținute, rezultă că materialele metalice cu conținuturi ridicate în carbon (fonte albe înalt aliate), în cele mai multe cazuri,

zîndu-se cu pastile modificatoare, amplasate în bazinul formei. Modificatorii tip Nodulin SB.1 și Pastilele modificatoare tip VP 205 (72% Si, 0,5% Ca, 5% Al, 0,5% Ba, 0,2% Zr, rest Fe) au fost produse de către ICSITPSCM.

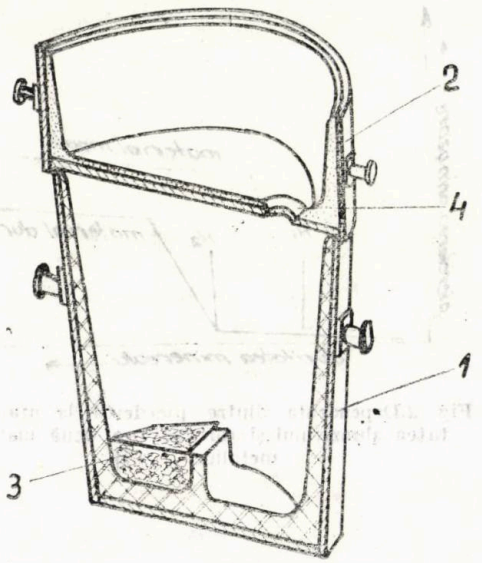


Fig. 1. Schema oalei de modificare cu buzunar, cu bazin de acoperire, de 10 t capacitate: *1* — oală de modificare; *2* — bazin; *3* — modificator; *4* — orificiul de trecere a fontei din bazin în oală

Acest procedeu de modificare, utilizat la Întreprinderea mecanică Alba-Iulia de mai mulți ani [9] a dat rezultate deosebite în condițiile tratării unor cantități mari de fontă (peste 10 t) [10], permițind un control mai riguros al procesului de modificare.

Postmodificarea fontelor în bazinul formelor permite realizarea unui grad avansat de finisare a grafitului și o acțiune grafitizantă puternică, în condițiile unui consum redus de modificator grafitizant (max. 0,3%).

Turnarea acestor piese a avut loc în forme rigide, pe bază de rășini furanice, ceea ce a permis obținerea unor piese cu compactitate ridicată. O problemă deosebită a constituit-o eliminarea zonei cu porozitate de contracție din centrul termic al pieselor, a căror configurație geometrică favorizează formarea acesteia.

În acest scop, a fost realizată o solidificare dirijată cu ajutorul răcitorilor exteriori, varianta prezentată în figura 2 dînd cele mai bune rezultate.

Răcitorii au fost pregătiți în vederea asigurării unor suprafețe de calitate, în acest scop fiind sablați, vopsiți cu miniu de plumb, pudrați cu nisip cuarțos și uscați în cuptor la 550°C.

În vederea realizării unei distribuții uniforme a fontei lichide în formă, a evitării supraîncălzirilor locale, a spălării și antrenării în formă a amestecului de formare, s-a adoptat o rețea de alimentare circulară, cu alimentatori în tuburi ceramice, distribuiți uniform pe conturul piesei (fig. 2). Alimentarea amplasată la baza maselotei, combinată cu efectul răcitorilor exteriori, a permis scoaterea nodului termic în maselotă.

Rezultate obținute

În condițiile prezentate anterior, au fost turnate mai multe piese a căror calitate a fost urmărită prin intermediul determinării caracteristicilor mecanice, al controlului nedistructiv și al analizei structurale (tab. 1 și 2).

Pentru stabilirea caracteristicilor mecanice, au fost turnate probe tip Y, separat Y 2 (25 × 40 mm) și Y4 (75 × 65 mm), atașate la piese.

Analiza structurală a evidențiat realizarea unor separări de grafit cu grad ridicat de compactitate (fig. 3), chiar și în condițiile specifice de solidificare a acestor piese. În zonele cu grosime mare de perete, au apărut separări de grafit de dimensiuni mai mari, dar cu grad ridicat de compactitate. În condițiile unei distribuiri uniforme a nodulelor de grafit în structura pieselor, se semnalează și repartizări specifice unor piese masive (aglomerări, lanțuri de nodule, fig. 3 *e*, *f*).

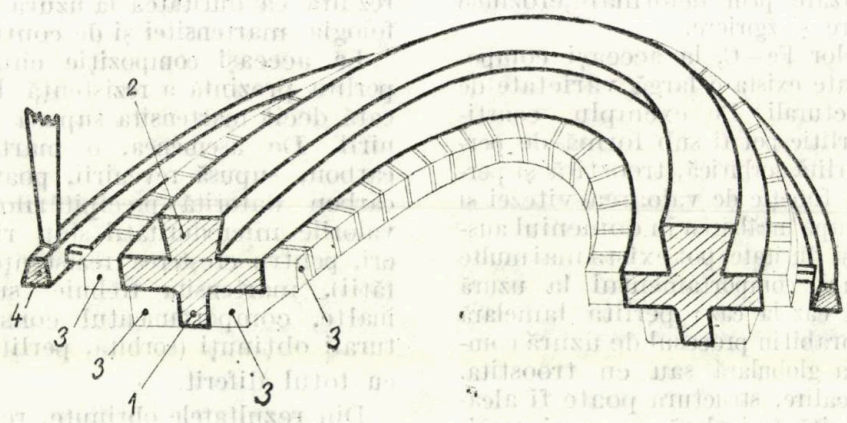


Fig. 2. Realizarea solidificării dirijate cu ajutorul răcitorilor exteriori, în cazul unei piese de 7,5 t, turnată în forme pe bază de rășini furanice: *1* — piesă; *2* — maselotă circulară; *3* — răcitori exteriori; *4* — rețea de turnare

Tabelul 1

Compoziția chimică și structura fontelor în stare turnată (probe apendice la piesă)

Numărul piesei	Compoziția chimică, %						Structura, * %		
	C	Si	Mn	P	S	CE	Masa metalică	Grafit	Cementită
1	3,84	2,58	0,17	0,072	0,012	4,6	F60/P40 Pi 0,2–0,5	Gf 6 GN d3 GN12; GNn6	–
2	3,60	1,96	0,28	0,06	0,007	4,2	F80/P20 Pi 0,5–1,0	Gf6 GNd2–3 GN 8 GNn 3	–
3	3,12	1,90	0,31	0,042	0,0021	3,72	F20/P80 Pi 0,5	Gf6 GNd3 GN12 GNn4	–
4	3,48	1,76	0,24	0,068	0,0083	4,03	F80/P20 Pi 0,5	Gf6 GNd2 GN12 GNn8	–

*) Structură conform STAS 5905-85

Tabelul 2

Caracteristicile mecanice ale fontelor, determinate pe probe apendice la piese

Numărul piesei	Rezistența, Rm, N/mm²		Limita de curgere, $R_{p0,2}$, N/mm²		Alungirea, $A5$, %		Duritatea, HB	
	T	TT	T	TT	T	TT	T	TT
1	484–495	–	342–382	–	18–20	–	180–187	–
2	424–444	–	260–264	–	15,7–21	–	164–187	–
3	575–593	488	390	284	6,7	16	192	180
4	428	392–496	286,8	244–284	23,1	14,5–28,6	158	175

Observații: T – în stare turnată; TT – tratament termic de recoacere

Nu au fost constatate, inclusiv la controlul nedistructiv, defecte și forme degenerate de grafit (inclusiv „chunky-graphit"), situații semnalate de mulți producători ai unor asemenea piese [11].

Masa metalică de bază a fontelor în stare turnată a fost, în majoritatea cazurilor, predominant feritică, transformarea eutectoidă aflîndu-se sub influența unui complex de factori.

Limitarea conținutului de mangan și a elementelor însoțitoare favorizează formarea feritei, în timp ce conținutul relativ scăzut de siliciu și acțiunea răcitorilor favorizează și formarea perlitei.

Din acest motiv, în unele cazuri a trebuit să se apeleze la tratamentul termic de recoacere pentru a regla proporția de perlită din structură.

Datorită limitării siliciului, caracteristicile de rezistență și, mai ales, ale limitei de curgere pot fi realizate numai în condițiile în care structura conține și proporții scăzute de perlită, ferita slab aliată cu siliciu nepermițînd acest lucru.

Experimentările efectuate au evidențiat importanța deosebită a controlului raportului Si/Mn la aceste condiții de solidificare, respectiv necesitatea încadrării siliciului între 2,2 și 2,4% și limitarea manganului la max. 0,2%.

țiat la fontele albe datorită structurii complexe, însă mai ușor la oțeluri (fig. 8.).

Duritatea martensitei fontelor albe, înalt aliate cu crom, scade o dată cu creșterea conținutului de crom, întrucît acest element sărăcește martensita în carbon prin formare de carburi, conform următoarei relații [3]:

$$HV = 1035 - 33\,\frac{\%Cr}{\%C} \qquad (4)$$

Relația (4) este valabilă pentru piese groase; la piesele subțiri, ca urmare a îndepărtării de echilibru la răcire, este posibil ca martensita să fie mai bogată în carbon.

Adaosurile de vanadiu la o fontă cu 15% Cr și 3% Mo au o acțiune similară cu cromul. O fontă cu 1,5% V și 1,5% Mo prezintă o rezistență la uzare cu 30% mai mică decît fonta aliată cu 3% Mo. Vanadiul, formînd carburi, scoate carbonul din masa metalică de bază astfel încît martensita devine mai moale, fără ca, în ansamblu, duritatea fontei să varieze remarcabil.

De asemenea, structurile mixte, perlito-martensitice, imprimă o rezistență la uzare mai scăzută (fig. 9.)

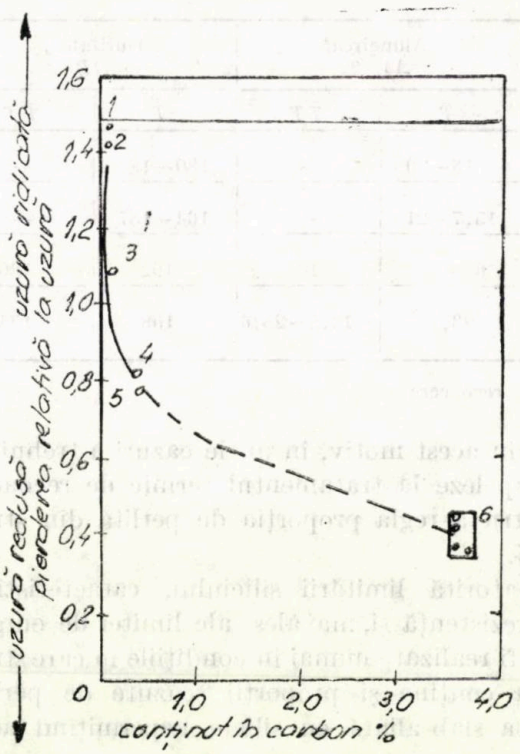


Fig. 9. Dependența dintre pierderea la uzare, conținutul de carbon și tipul masei metalice de bază la diverse aliaje cu bază de fier [9]: 1 — oțel austenitic AISI 316 (17% Cr; 13% Ni; 2% Mo); 2 — oțel austenitic AISI 304 (19% Cr; 10% Ni; 2% Mn); 3 — oțel cu conținut scăzut de carbon, T_{1A}; stare recoaptă; 4, 5 — NiCrMo — oțel AISI 4340, perlitic

Acest efect este deosebit de nefavorabil la fontele albe în cazul în care călirea nu s-a făcut suficient de energic, pentru a asigura obținerea, în structură, numai a martensitei. Un astfel de caz este prezentat în figura 10, care arată influența grosimii piesei (a vitezei de răcire) asupra durității și rezistenței la uzură.

Aliajele cu 12% Cr + 3% Mo și 15% Cr + + 4% Mn prezintă o bună călibilitate (fig. 10,*a*). Aliajul cu 12% Cr + 1,5% Mo dimpotrivă, prezintă o călibilitate mai slabă, fapt pentru care în centrul pieselor nu se asigură duritatea suprafeței. Variația rezistenței la uzură (fig. 10, *b*) urmărește modul de variație a durității. Deși aliajul cu 12% Cr + 1,5% Mo prezintă un bun potențial în ceea ce privește rezistența la uzură, comportarea sa este totuși nefavorabilă în comparație cu fontele albe ledeburitice. Oțelul manganos (13,5% Mn + 1,3% C) prezintă un comportament nefavorabil la uzare, întrucît metoda de încercare a constat într-o simplă uzare abrazivă (fără șocuri).

Compararea datelor din diagramele 10, *a* și *b* arată clar că între comportarea la uzare și duritate, la materialele metalice cu structuri atît de diferite, nu există nici o legătură.

Fontele albe înalt aliate prezintă, în structură după călire, o cantitate relativ mare de austenită reziduală, care poate fi influențată greu prin revenire dacă apucă să se stabilizeze. Conținutul de austenită reziduală crește o dată cu creșterea temperaturii de călire datorită îmbogățirii masei metalice de bază cu carbon și elemente de aliere (fig. 11). Aceasta se manifestă prin scăderea rezistenței la uzare.

Proporția de austenită reziduală crește la adaosurile de mangan, cupru și nichel, elemente care de altfel duc la mărirea călibilității. Rezistența la uzare este micșorată în special de adaosurile de mangan, dar a fost pusă în evidență și la fontele albe aliate cu crom și nichel.

Influența austenitei reziduale este negativă, însă austenita din astfel de aliaje este adesea instabilă și se poate transforma la exploatare în martensită sau, la piesele care lucrează la șoc, poate suferi procese de ecruisare similare cu cele de la oțelurile austenitice manganoase (cu transformare locală în martensită ε) astfel că rezistența la uzură nu este influențată negativ.

În funcție de modul de solicitare în exploatare (uzare prin alunecare și rostogolire sau prin șoc) aliajele cu masă de bază austenito-martensitică sau simplu austenitică pot să prezinte un comportament diferit. Pentru piesele supuse în exploatare la uzură prin șoc, proporția de austenită reziduală este deosebit de importantă, întrucît la aliajele austenito-mar-

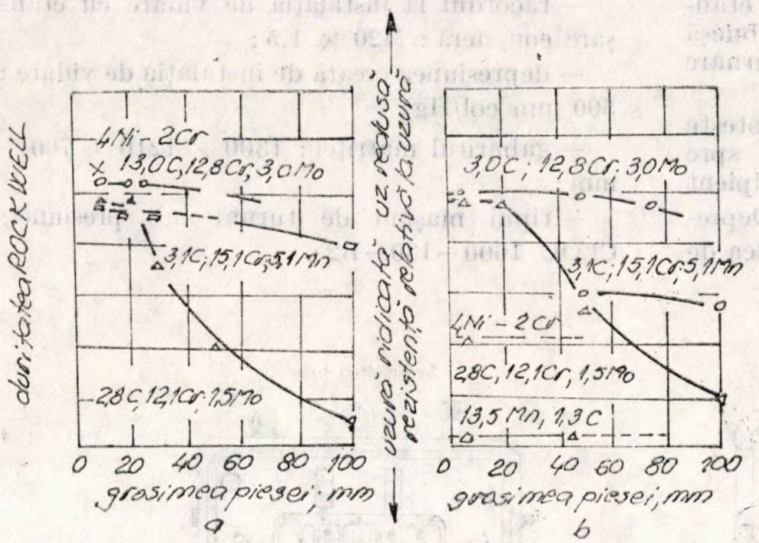


Fig. 10. Duritatea *a* și rezistența la uzură *b* în funcție de grosimea pieselor turnate din diverse aliaje (fonte albe înalt aliate și oțel aliat manganos)

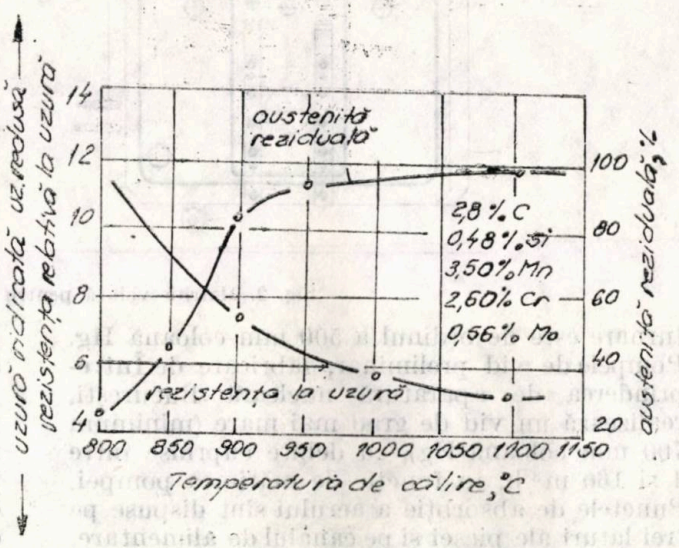


Fig. 11. Influența temperaturii de călire asupra proporției de austenită reziduală și rezistenței la uzare abrazivă a fontelor albe înalt aliate cu crom

tensitice, la valori mai ridicate de 5—7% favorizează apariția uzurii de oboseală (tab. 3).

Aceste aliaje prezintă în stare turnată o structură austenitică (total sau parțial), iar după călire, o structură martensitică cu austenită reziduală.

Rezultatele arată că fontele albe înalt aliate se comportă superior atît la uzura prin eroziune cît și la uzura prin crestătură.

În condițiile de uzare prin crestătură se înregistrează diferențe mici în ceea ce privește comportamentului la uzură al fontelor cu masă de bază martensitică; aceasta, probabil pe baza ecruisării austenitei.

Comportamentul fontelor este dependent de modul de solicitare în exploatare (tipul uzurii), fiind unanim recunoscut faptul că structura martensitică a masei metalice de bază asigură o rezistență superioară la uzură în toate condițiile de solicitare.

În concluzie, aprecierea rezistenței la uzare pentru proiectant și utilizator nu poate fi simplificată la duritatea materialului la acțiunea abrazivului sau la conținutul de carbon [3].

Comportarea la uzare este mult mai complexă. Avînd în vedere deosebirile importante în ceea ce privește morfologia și gradul de finețe și dispersie a constituenților structurali, este greu de admis că rezistența la uzură abrazivă poate fi exprimată, în mod riguros, printr-o relație de dependență liniară de forma $\varepsilon = f(HV)$. Acestea trebuie puse în legătură cu procesele care au loc în exploatare. Este necesar să fie efectuate experimentări prealabile în condiții cît mai apropiate de realitate.

de umplere a camerei de turnare. Această etanșare se face cu un obturator în formă de bucșă rotitoare, care înconjoară camera de turnare în zona ferestrei de alimentare.

După alimentarea cu metal topit, se rotește obturatorul etanșat, închizînd legătura spre atmosferă și se cuplează matrița la un recipient vidat care aspiră aerul aflat în matriță. Depresiunea care trebuie să fie creată în cavitatea de turnare este de ordinul a 500 mm coloană Hg. Pompele de vid preliminar, fabricate de Întreprinderea de aparatură nucleară București, realizează un vid de grad mai mare (minimum 700 mm coloană Hg), cu debite cuprinse între 4 și 160 m^3/h, în funcție de mărimea pompei. Punctele de absorbție a aerului sînt dispuse pe trei laturi ale piesei și pe canalul de alimentare, care are dimensiuni comparabile cu canalele de aerisire la matrițele obișnuite. Canalele acestor puncte converg spre racordul instalației de vidare.

Matrița are răcirea asigurată prin canale, în care circulă apa de răcire. Caracteristicile matriței de turnare a suportului de bord la autoturismul „OLCIT" sînt următoarele :

— masa piesei turnate : 0,670 kg ;

— masa metalului lichid în formă : 4 kg ;

— greutatea matriței : 5621 kgf ;

— presiunea maximă a metalului lichid : 1660 bar ;

— presiunea de turnare a metalului : 500 bar ;

— temperatura de preîncălzire a matriței : 200—250°C ;

— diametrul tubului flexibil pentru racordarea la apa de răcire : Dn = 10 mm ;

— racordul la instalația de vidare cu etanșare con/sferă : M20 × 1,5 ;

— depresiunea creată de instalația de vidare : 500 mm col/Hg ;

— gabaritul matriței : 1300 × 1210 × 760 mm ;

— tipul mașinii de turnat sub presiune : CLOO 1600—130—B2 ;

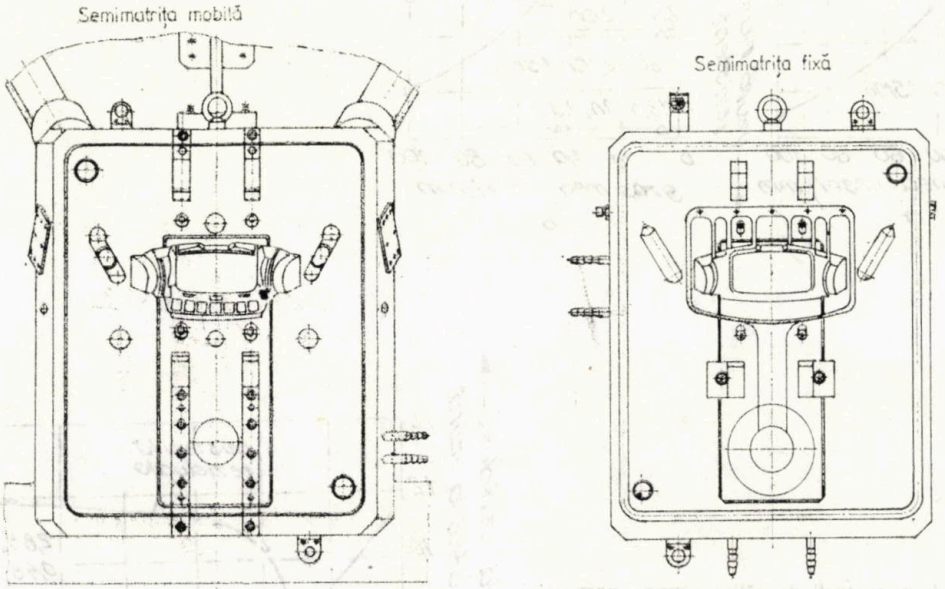


Fig. 2. Matriță vidată pentru turnarea sub presiune

— presiunea de acționare a cilindrilor hidraulici : 110 bar.

Pentru realizarea răcirii controlate a semimatrițelor s-a proiectat o instalație cu controlul temperaturii apei de răcire, astfel încît apa poate fi alimentată de la rețea și deversată la canal după ce a răcit matrița ; ea poate fi recirculată cu ajutorul unei pompe, fără a fi trecută prin schimbătorul de căldură, sau poate fi răcită controlat printr-un schimbător de căldură (fig. 3). Această instalație de termo-

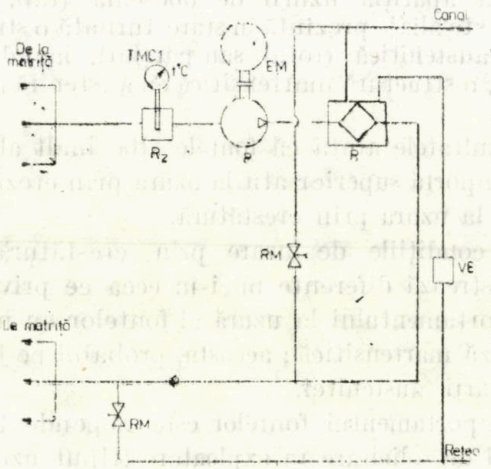


Fig. 3. Schema instalației de termostatare

statare conține elementele de distribuție, o electropompă, schimbătorul de căldură și un termometru cu contacte electrice, care comandă un distribuitor. Exemplu : la una din matrițele proiectate suprafața totală a piesei și a canalelor de alimentare, în planul de separație dirijat, este sub 500 cm², ceea ce ar necesita un utilaj de 250 tf la forța de închidere, avînd în vedere presiunea de injecție de 500 bar. Datorită gabaritului matriței, această piesă totuși va trebui să se toarne pe o mașină tip CLOO 1600—130—B. Dimensiunile secțiunii de alimentare sînt de 0,5 × 210 mm. Coeficientul de contracție a zamacului s-a adoptat 0,3%, avînd în vedere contracția frînată, datorită formei piesei. Timpul optim de turnare după diagrama lui Grüber rezultă a fi sub 0,008 s, valoare confirmată prin calcul. Valoarea calculată a vitezei de curgere a metalului lichid este ≈ 112 m/s în zona alimentatorului, valoare confirmată atît de diagrama lui Grüber, cît și de relația simplificatoare de calcul :

$$V_a = 529\sqrt{p}$$

unde p se măsoară în kgf/cm², iar V_a în cm/s. Aceste valori, deosebite de cazurile pieselor turnate în mod frecvent, justifică soluția constructivă aleasă. Complexitatea matriței și, în consecință, costul ei ridicat au impus proiectarea unei matrițe experimentale cu ajutorul căreia să se poată efectua determinări de fluiditate a zamacului la turnarea în matriță vidată (fig. 4).

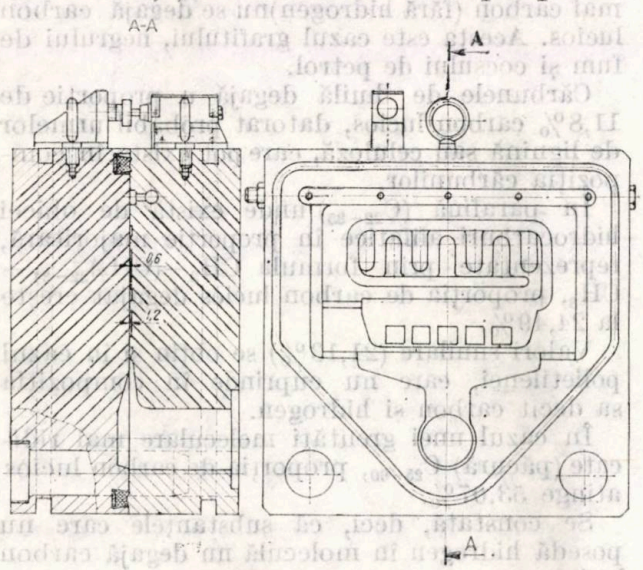


Fig. 4. Matrița experimentală

Prin realizarea acestei matrițe mult mai simple și mai ieftine se poate stabili o parte a parametrilor tehnologici prescriși pentru turnarea pieselor propriu-zise. În matrița experimentală se toarnă în vid piese în formă de spirală cu laturi drepte și colțuri în unghi drept cu lățime constantă și grosime redusă, de 1,2 mm, din care se ramifică niște lamele de grosime 0,6 mm. După turnarea acestor piese experimentale în diferite regimuri de presiuni de injecție, temperaturi de preîncălzire a matriței, temperaturi diferite de turnare ale aliajului și diferite grade de vidare a matriței, se stabilește parcursul maxim pe care îl poate realiza metalul pentru obținerea unei piese cu structură corespunzătoare și umplere corectă. De asemenea, se poate experimenta utilizarea diferiților lubrifianți pentru matriță, astfel încît să nu fie afectat aspectul exterior și structura pieselor cu grosime de perete foarte redusă.

După realizarea matriței experimentale și o cercetare adecvată a tehnologiei propuse se speră obținerea unor piese turnate prin turnarea sub presiune, care nu se pot obține conform tehnologiilor frecvent utilizate în prezent. Turnarea sub presiune în matrițe vidate se poate experimenta și pentru alte aliaje neferoase. Se propune efectuarea încercărilor cu aliaje pe bază de zinc, datorită temperaturilor de topire mai reduse și datorită fluidității relativ ridicate ale acestor tipuri de aliaje.

BIBLIOGRAFIE

[1] Zubac, V.: *Utilaje pentru turnătorie.* București, Ed. didactică și pedagogică, 1982.

[2] Dumitru, I.: *Turnarea sub presiune a aliajelor neferoase.* București, Ed. Tehnică, 1966.

Considerații privind relațiile dintre eficiența și structura chimică a adaosurilor carbonice

Dr. chim. E. Cohn și ing. Ioana Seurtu
ICSITPSCM București

CZ: 669.046.52:546.26

Rolul adaosurilor carbonice încorporate în compoziția amestecurilor de formare este cunoscut, iar efectul lor asupra calității suprafețelor pieselor turnate este cu atît mai mare cu cît și produsul respectiv poate să elibereze o cantitate de carbon lucios mai mare, o cantitate de materii volatile cu efect reducător mai ridicată, iar temperatura și intervalul de înmuiere ale produselor sînt mai apropiate de cele optime [1]—[4].

În prezent, cu toate că eficiența adaosurilor carbonice este apreciată, multe turnătorii continuă să folosească cărbune de huilă măcinat, făină de lemn sau alte pulberi, pentru a îmbunătăți calitatea suprafețelor pieselor turnate.

Această situație este impusă de dificultățile de procurare și de prețurile uneori ridicate ale produselor, care pot fi eficiente cu adaosuri carbonice, și anume ale maselor plastice (în special polistirenul și polietilena) sau ale derivatelor din petrol (bitumuri, parafine, păcură etc.). Dezavantajele amestecurilor de formare datorate adaosului de cărbune de huilă, care conține o proporție de 15—20% cenușă și făină de lemn, împun punerea la dispoziția turnătoriilor a noi tipuri de adaosuri carbonice eficiente, cu proporții reduse de cenușă, accesibile sub raportul procurării și al prețului de cost. Aceste motive au determinat efectuarea unor noi cercetări, urmărindu-se, în primul rînd, ca noile adaosuri să posede capacitatea de a degaja o proporție mai mare de carbon lucios în timpul turnării aliajelor feroase, deoarece, după mulți autori, aceasta este măsura cea mai importantă după care poate fi apreciată calitatea unui adaos carbonic [5] și [6].

În lucrare se prezintă unele aspecte ale relațiilor dintre structura chimică a unor adaosuri carbonice și capacitatea acestora de a degaja carbon lucios.

Determinările proporțiilor de carbon lucios au fost efectuate cu ajutorul unui aparat din cuarț, recomandat de literatura de specialitate pentru determinările acestei caracteristici a adaosurilor carbonice și a amestecurilor de formare care cuprind în compoziția lor asemenea produse [2].

S-a urmărit efectul produs de atomii de hidrogen prezenți în moleculele adaosului carbonic asupra proporțiilor de carbon lucios degajat de acestea. Produsele încercate și rezultatele obținute sînt prezentate în tabelul 1.

Tabelul 1

Conținutul de carbon lucios (%) degajat, pentru diferite adaosuri carbonice

Adaosul carbonic	Carbon lucios, %
Grafit	0
Negru de fum	0
Cocs de petrol	0
Cărbune de huilă	11,8
Parafină cu C_{22-35}	24,49
Păcură cu C_{25-60}	53,07
Polietilenă $/-CH_2-CH_2/n$	21,13

S-au experimentat mai întîi produsele care nu conțin hidrogen în moleculă, și anume: grafit, negru de fum, cocs de petrol, cărbune de huilă (ultimul putînd avea urme de lignină sau celuloză în compoziția sa).

Se constată că la produsele care conțin numai carbon (fără hidrogen) nu se degajă carbon lucios. Acesta este cazul grafitului, negrului de fum și cocsului de petrol.

Cărbunele de huilă degajă o proporție de 11,8% carbon lucios, datorat probabil urmelor de lignină sau celuloză, care pot exista în compoziția cărbunilor.

În parafină (C_{22-35}) unde există de obicei hidrocarburi alifatice în proporție majoritară, reprezentate prin formula $CH_3-(CH_2)_{22-34}-CH_3$, proporția de carbon lucios degajat crește la 24,49%.

Valori similare (21,13%) se obțin și în cazul polietilenei, care nu cuprinde în compoziția sa decît carbon și hidrogen.

În cazul unei greutăți moleculare mai ridicate (păcură) C_{25-60}, proporția de carbon lucios atinge 53,07%.

Se constată, deci, că substanțele care nu posedă hidrogen în moleculă nu degajă carbon lucios.

Cînd în moleculă se găsesc numai hidrogen și carbon, se degajă carbon lucios în proporții însemnate. Cînd greutatea moleculară a produsului care conține numai carbon și hidrogen crește, crește și proporția de carbon lucios (păcură = 53,07% carbon lucios).

În continuare, s-a cercetat eficiența hidrocarburilor aromatice, în comparație cu activitatea hidrocarburilor parafinice.

În tabelul 2 se arată valorile obținute în urma experimentărilor efectuate cu hidrocarburi parafinice (parafină, păcură, polietilenă)

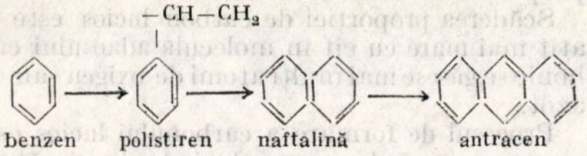
și cu hidrocarburi aromatice (naftalină, ulei de antracen, polistiren).

Se constată că hidrocarburile parafinice degajă o cantitate de carbon lucios mai mică decît hidrocarburile aromatice (naftalină, antracen, polistiren).

Uleiul de antracen conține aproximativ 40% antracen, prezentînd un carbon lucios de 72,45%.

Probabil, antracenul pur are o valoare mai ridicată a proporției de carbon lucios.

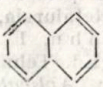
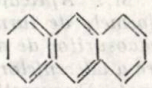
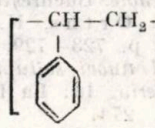
Astfel, proporția de carbon lucios ar crește în următoarea ordine :



Se constată că proporția de carbon lucios este cu atît mai mare cu cît moleculele adaosului conțin mai multe cicluri benzenice.

Tabelul 2

Conținutul de carbon lucios (%) degajat de hidrocarburile parafinice și aromatice

Denumirea produsului	Formula chimică	Carbon lucios, %
Parafină	$CH_3-(CH_2)_{20-33}-CH_3$	24,49
Păcură	$CH_3-(CH_2)_{22-58}-CH_3$	53,07
Polietilenă	$(-CH_2-CH_2-)_n$	21,13
Naftalină	 $(C_{10}H_8)$	76,3
Ulei de antracen	 $(C_{14}H_{10})$	72,45
Polistiren		54,90

Se observă că hidrocarburile aromatice degajă o cantitate de carbon lucios mai mare decît hidrocarburile alifatice (liniare) (tab. 2).

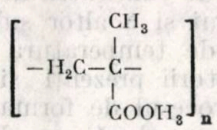
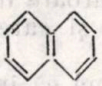
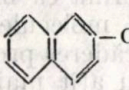
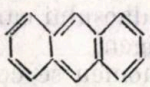
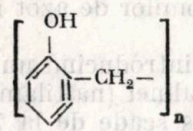
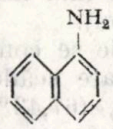
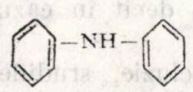
S-a urmărit, de asemenea, influența prezenței atomilor de oxigen și azot în molecula adaosului asupra proporțiilor de carbon lucios (tab. 3).

Trecînd de la polietilenă, care nu conține decît carbon și hidrogen (carbon lucios — 21,13%) la plexiglas, al cărui monomer conține doi atomi de oxigen, se constată că proporția de carbon lucios scade pînă la jumătate (carbon lucios la plexiglas — 10,36%) (tab. 2).

Același lucru se constată și în cazul adaosurilor carbonice cu nucleu aromatic. Astfel, introducînd un atom de oxigen în molecula naftalinei (adică trecînd la β naftol), se constată o scădere a proporției de carbon lucios cu 14 unități (76,31—62,40) (tab. 3).

Tabelul 3

Influența atomilor de oxigen și azot asupra proporțiilor de carbon lucios, %

Denumirea produsului	Formula structurală	Carbon lucios, %
Polietilenă	$[-CH_2-CH_2-]_n$	21,13
Plexiglas (polimetacrilat de metil)		10,36
Naftalină		76,31
Naftol		62,40
Ulei de antracen		72,45
Bachelită		2,72
Celuloză micronizată	$(C_6H_5O_5)_n$	2,24
Naftilamină		65,77
Difenilamină		67,43

Similar, trecînd la compușii policondensați, se constată că prezența oxigenului duce la scăderi ale proporției de carbon lucios. Astfel, trecînd de la antracenul care conține numai carbon și hidrogen (carbon lucios 72,45%) la bachelită sau celuloză, se constată că proporția de carbon lucios scade pînă la valori foarte mici (2,72—2,24).

Se poate observa că scăderea proporției de carbon lucios este cu atît mai mare cu cît moleculele adaosului carbonic, care conține oxigen, sînt mai mari (bachelită, celuloză).

Se presupune că atomii de oxigen sau azot, în condiţiile de turnare ale pieselor, duc la formarea bioxidului de carbon, oxidului de carbon, a vaporilor nitroşi sau a altor combinaţii, care duc la eliminarea atomilor de oxigen sau azot din compoziţia amestecurilor de formare.

Se poate afirma că formarea carbonului lucios se efectuează conform următoarei scheme generale :

Polietilenă
Naftalină
Polistiren
(adaos carbonic) $\xrightarrow[O_2]{\text{Temperatura catalizatorului}}$ $CO_2 + CO + C$ lucios $+ H_2O$

Proporţiile rezultate de bioxid de carbon, oxid de carbon şi de carbon lucios sînt determinate de cantitatea de oxigen din moleculele adaosului şi a altor substanţe din miezuri şi forme, de temperatura care se formează, de catalizatorii prezenţi şi de alţi factori, astfel încît procesul de formare a carbonului lucios şi gazelor reducătoare devine un proces fizico-chimic complex şi care necesită a fi studiat cu atenţie.

Se poate afirma că introducerea şi prezenţa oxigenului în moleculele adaosului carbonic contribuie la scăderea proporţiei de carbon lucios care devine cu atît mai accentuată, cu cît în compoziţia adaosului carbonic există mai mulţi atomi de oxigen.

Acelaşi fenomen se constată şi în cazul prezenţei atomilor de azot în moleculele adaosului carbonic.

Astfel, introducînd un atom de azot în molecula naftalinei (naftilamină), proporţia de carbon lucios scade de la 76,31 la 65,77%, adică cu 10—11% (tab. 3).

Scăderea este mai mică decît în cazul oxigenului (β naftol).

Aceeaşi relaţie se constată şi în cazul difenilaminei, la care scăderea carbonului lucios este de 8—9% (67,43% în loc de 76,31%) mai mică decît în cazul prezenţei oxigenului (tab. 3).

În concluzie, studiile efectuate au arătat următoarele :

Substanţele care nu posedă hidrogen în moleculă nu degajă carbon lucios.

Substanţele care conţin în molecula lor numai carbon şi hidrogen duc la cantităţile cele mai ridicate de carbon lucios.

Hidrocarburile aromatice (ciclice) eliberează carbon lucios în proporţie mai mare decît hidrocarburile alifatice (liniare).

Cu cît greutatea moleculară a hidrocarburilor este mai mare, cu atît proporţiile de carbon lucios degajate sînt mai mari. Relaţia este aplicabilă în cazul hidrocarburilor alifatice, aromatice, maselor plastice etc.

Prezenţa atomilor de oxigen şi azot în moleculele de adaosuri carbonice duce la scăderea proporţiei de carbon lucios.

Scăderea proporţiei de carbon lucios este cu atît mai mare cu cît în molecula adaosului carbonic se găsesc mai mulţi atomi de oxigen sau azot.

Procesul de formare a carbonului lucios este un proces complex, care depinde de următorii factori : compoziţia miezurilor şi a formelor; natura adaosurilor carbonice şi structura lor chimică; temperatura de turnare a aliajului lichid; compoziţia vopselelor de turnătorie utilizate; tipul aliajului lichid etc.

Substanţa organică utilizată ca adaos carbonic (sau substanţele organice care formează adaosul) trebuie, deci, să conţină o proporţie mare de carbon şi hidrogen în molecula sa, să posede cît mai puţini atomi de oxigen şi azot, să aibă o greutate moleculară cît mai mare şi să conţină hidrocarburi aromatice cît mai condensate, pentru a se realiza o proporţie ridicată de carbon lucios.

BIBLIOGRAFIE

[1] Cohn, E., Scurtu, I., Răileanu, L., Chivu, Victoria: *Consideraţii asupra eficienţei adaosurilor carbonice solide utilizate pentru îmbunătăţirea suprafeţelor pieselor turnate.* În: Metalurgia, R.S.R., 1987, nr. 5.

[2] Cosneanu, C., Cohn, E. ş. a. *Materiale auxiliare pentru turnători.* Ed. Tehnică, 1983, p. 65.

[3] Kolotilo, D. M.: *Aplicaţii şi studiul materialelor carbonice pentru formele de turnare.* Kiev, 1969.

[4] * * * *Influenţa adaosurilor de materiale carbonice asupra tendinţei de formare a aderenţelor şi asupra calităţii suprafeţelor pieselor turnate.* Bucureşti, IDT, 1980, nr. 39—40.

[5] Kolocz, A. şi Orths, K. În: Giesserei, R.F.G., 51, nr. 23, 1964, p. 723—729.

[6] Novelli, G. *I nuovi sviluppi dell'impiego del nero minerale in fonderia.* In: La fonderia italiana, Italia, nr. 9, 1973, p. 274.

Ing. M. Drăgulin, ing. Elena Axinte, ing. Aneta Vasiloiu, ing. I. Savin, chim. Maria Deacu și ing. M. Licurici
ICSITPSCM

Considerații privind realizarea prin turnare centrifugală a tuburilor din oțel inoxidabil cu aplicații în domeniul componentelor CNE

CZ: 621.746.01

Experimentările de turnare centrifugală a extensiei tubului „Calandria" s-au efectuat pe o mașină proiectată și executată în ICSIT PSCM.

Caracteristicile principale ale mașinii sînt:
— dimensiunile tubului turnat: diametrul exterior 210 mm; diametrul interior 180 mm; lungime 1300 mm;
— turația cochilei — variabilă de la 0 la 1300 rot/min;
— instalație de răcire cu apă — debit 15—20 m^3/h;
— instalație de încălzire cochilă — gaze;
— puterea instalată — 24 kVA.

Elaborarea oțelului inoxidabil necesar turnării tuburilor experimentale a fost făcută într-un cuptor cu inducție, de frecvență medie, cu căptușeală acidă, folosind ca încărcătură bare din oțel inoxidabil, mărcile W4321, W4541 și W 4306.

Turnarea tuburilor a fost realizată pe o cochilă din oțel forjat marca 33 MoCr 11. Pentru protecția cochilei s-a folosit o vopsea refractară pe bază de zirconiu și apă. Vopsirea s-a făcut prin pulverizare, obținîndu-se pe cochilă un strat izolator și refractar de 0,8—1 mm. Înainte de turnare, cochila a fost încălzită la 120—150°C. După turnare, tuburile se debitează conform schiței din figura 1, în vederea obținerii de probe pentru încercări mecanice.

Au fost turnate centrifugal trei tuburi din oțel inoxidabil cu compoziția chimică conform tabelului 1.

La turnare, au fost urmăriți, în principal, următorii parametri: viteza de rotație a cochilei; temperatura de turnare a oțelului; viteza de turnare a oțelului în cochilă; intensitatea răcirii.

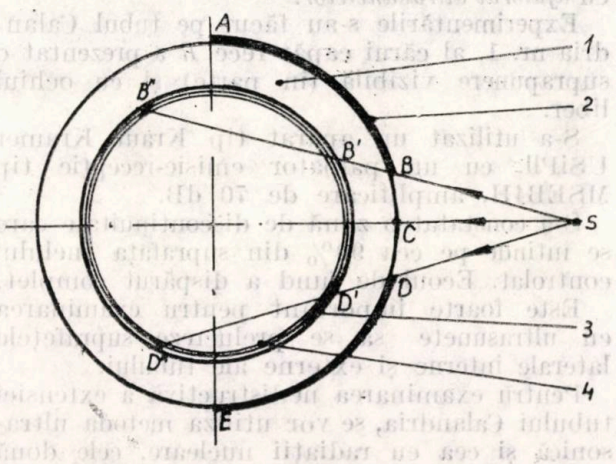


Fig. 1

Tabelul 1

Compoziția chimică a tuburilor din oțel inoxidabil turnate centrifugal

Numărul șarjei	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S
1	0,036	0,55	1,52	15,30	15,70	0,053	0,020
2	0,060	1,26	0,58	17,50	11,78	0,032	0,018
3	0,035	0,58	0,58	18,50	11,75	0,024	0,014
Valori impuse:							
Norma CPF-8 modificată	max. 0,035	max. 1,5	max. 1,0	18—21	8—11	max. 0,040	max. 0,040

Menținînd acești parametri în limitele corespunzătoare, s-a asigurat o grosime uniformă a peretelui tubului turnat, lipsa defectelor de tipul fisurilor și al înfășurărilor; macrostructura este cu cristale echiaxiale, exceptînd zona exterioară de 3—4 mm, care are cristale columnare.

Tuburile turnate și controlate din punct de vedere al elaborării și turnării au fost supuse tratamentului termic.

Tratamentul termic al oțelului inoxidabil austenitic turnat, de tip CPF-8, se efectuează în scopul eliminării tensiunilor interne și omogenizării structurii pentru asigurarea unei bune rezistențe la coroziune intergranulară.

Lipsa transformărilor de fază în stare solidă exclude posibilitatea finisării granulației la tratamentul termic. În consecință, structura columnară obținută la turnare se distruge numai prin deformare plastică la cald sau la rece, urmată de un tratament termic de recristalizare a structurii ecruisate.

În esență, regenerarea structurală la tratamentul termic constă din reducerea segregației elementelor de aliere, dizolvarea fazelor secundare (carburi, fază sigma) și resorbirea parțială sau totală a feritei delta ca o consecință a redistribuirii mai omogene a elementelor Ni, C, N cu acțiune puternic gamagenă.

Tratamentul termic cunoscut sub denumirea de punere în soluție, călire sau recoacere, constă din încălzire la temperaturi de 1 050—1 150°C, în funcție de natura mărcii, cu menținere 1 h pentru 25 mm grosime și răcire în apă.

Condițiile de tratament termic pentru țevile din oțel inoxidabil austenitic, marca CPF-8 obținute prin turnare centrifugală, prescrise în standardul de produs (ASME—SA451) și cererea de ofertă AECL (Atomic Energy of Canada Limited), includ următoarele regimuri :

— încălzirea la 1 040°C/1h/25 mm ; răcire în apă (simbol T1) (ASME—SA451) ;
— încălzire la 1 100°C/30 min ; răcire în apă (simbol T2) (AECL).

Experimentările de tratament termic s-au efectuat pe inele extrase din capătul rece al tuburilor turnate centrifugal, prelevate conform documentației de referință, astfel :

— un inel cu lungimea de 120 mm pentru epruvete de încercări mecanice ;
— un inel cu lungime de 80 mm pentru proba de încercare de aplatizare a țevii.

Rezultatele din tabelul 2 ilustrează că nivelul proprietăților mecanice obținute pe probe prelevate din materialul brut turnat (simbol T_0) se încadrează în limitele standard prescrise.

Influența tratamentului termic se relevă printr-o creștere semnificativă a limitei de curgere și o ușoară îmbunătățire a plasticității și tenacității.

Deși aceste îmbunătățiri nu sînt esențiale din punctul de vedere al condițiilor de acceptare a produsului, ele sugerează modificări microstructurale la tratament termic cu implicații asupra comportării la coroziune.

Microstructurile ilustrează că structura de turnare prezintă o segregare dendritică pronunțată. Omogenizarea structurii și tendința de dispariție a structurii dendritice de turnare cresc consecutiv cu mărirea duratei și/sau a temperaturii de tratament termic.

Tabelul 2

Proprietățile mecanice ale oțelului inoxidabil

Numărul șarjei	Simbol TT	R_e N/mm²	R_m N/mm²	A_4 %	Z %	KCU5, daJ/cm²
1	T_0	220	500	59	60	13
	T_2	255	485	60	60	16
2	T_0	245	540	60	56	13
	T_2	290	540	63	63	14
3	T_0	250	540	62	65	15
	T_2	275	535	68	65	14
Valori minime impuse :						
ASME — SA 451 CPF — 8 modificat		207	483	35	—	—

T_0 — brut turnat ;
T_2 — 1 040°C/60 min/apă

Analiza metalografică efectuată conform ASTM—A 262 pentru evaluarea susceptibilității la coroziune intergranulară a relevat că tratamentul termic a diminuat sensibil continuitatea și grosimea limitelor de grăunți îngroșate, ca urmare a dizolvării fazelor intergranulare segregate la solidificare.

Analizele efectuate la microsonda electronică, precum și testele de coroziune intergranulară în soluție Strauss (test E—ASTM—A262) au confirmat aceste concluzii.

Pentru examinarea nedistructivă a tubului Calandria se folosesc metode radiografice și ultrasonice.

Pentru *analiza radiografică* geometria de expunere a probei fabricate este redată în figura 1.

Caseta cu radiofilmul se așază în interiorul tubului astfel încît pereții acestuia să se lipească intim de partea internă a tubului.

Ecranul de plumb 4 se folosește pentru a se înlătura efectul radiațiilor secundare și pentru a se impresiona radiofilmul numai pe porțiunea B'D' și nu și pe porțiunea B''D''.

Masca de plumb 2 se folosește pentru a se radiografia numai porțiuni aproximativ plane.

Cu această metodă se pot decela defecte tip fisuri radiale, pori, incluziuni de zgură.

În experimentările făcute la ICSITPSCM, a fost utilizată o sursă de razeX, tip Superliliput, cu dimensiunea petei focale de 3,5 mm.

Parametrii de lucru au fost : tensiunea de accelerare : $Va = 280$ kV ; curentul filamentului : $If = 4$ mA ; distanța sursă — obiect : $f = 1000$ mm.

Au fost folosite radiofilme tip Gevoert D7 ; s-au depistat pori și fisuri.

Întrucît pot fi defecte de tipul suprapunerilor sau al fisurilor, cu suprafața paralelă cu suprafața laterală a tubului, acestea nu pot fi depistate cu ajutorul radiațiilor penetrante ci numai cu *ajutorul ultrasunetelor*.

Experimentările s-au făcut pe tubul Calandria nr. 1, al cărui capăt rece *R* a prezentat o suprapunere vizibilă (în parte) și cu ochiul liber.

S-a utilizat un aparat tip Kraut Kramer USiPll, cu un palpator emisie-recepție tip MSEB4H, amplificare de 70 dB.

S-a constatat o zonă de discontinuitate care se întinde pe cca 90% din suprafața inelului controlat. Ecoul de fund a dispărut complet.

Este foarte important pentru examinarea cu ultrasunete să se prelucreze suprafețele laterale interne și externe ale tubului.

Pentru examinarea nedistructivă a extensiei tubului Calandria, se vor utiliza metoda ultrasonică și cea cu radiații nucleare, cele două metode fiind complementare.

Optimizarea caracteristicilor corpurilor abrazive

Dr. ing. I. Negrea,
I. I. Carbochim, Cluj-Napoca
ing. Cristina Roşca
I.M.M.R. „16 Februarie",
Cluj-Napoca

CZ: 621.921

Rectificarea cu corpuri abrazive poate fi caracterizată prin preocupări privind mărirea economicităţii imediate a acestui proces, prin obţinerea unor randamente de aşchiere tot mai ridicate. Această tendinţă s-a concretizat prin creşterea vitezei periferice a corpurilor abrazive cu liant ceramic de la 35 la 45 m/s şi chiar la valori mai mari, de pînă la 60, 80 şi 100 m/s.

Avantajele rectificării la viteze periferice ridicate (uzura scăzută a corpului abraziv şi rugozitatea superficială mică a piesei rectificate) sînt micşorate considerabil de faptul că temperaturile ridicate care iau naştere produc o serie de fenomene negative :

— apariţia unor transformări structurale în stratul superficial al piesei rectificate ;

— decălirea şi micşorarea microdurităţii piesei rectificate ;

— modificarea proprietăţilor mecanice ale piesei rectificate (micşorarea rezistenţei la tracţiune, a rezistenţei la uzură, a rezilienţei etc.).

Efectele negative care pot apărea în cazul rectificării la viteze periferice ridicate au fost stabilite pe cale experimentală [1].

Ele pot lua naştere nu numai sub acţiunea unor parametri prea intenşi ai operaţiei de rectificare (viteza periferică a corpului abraziv sau adîncimea de tăiere prea mare) ci şi în cazul în care caracteristicile corpurilor abrazive nu sînt cele optime.

Pentru aceasta, studiul a fost extins, urmărindu-se şi influenţa caracteristicilor corpului abraziv (natura şi granulaţia materialului abraziv) asupra unor proprietăţi ale pieselor rectificate care determină comportarea lor ulterioară în exploatare, în special în cazul pieselor supuse unor solicitări ridicate la răsucire, flambaj şi uzură.

Influenţa naturii şi granulaţiei materialului abraziv

S-au luat în studiu corpurile abrazive confecţionate din electrocorindon normal (11A), electrocorindon semifiabil (41A), electrocorindon nobil (33A), amestec de electrocorindon normal şi electrocorindon nobil (50A), precum şi carbură de siliciu neagră (21C). Corpurile abrazive din prima serie experimentală cu granulaţia de 25 μm au fost confecţionate cu liant ceramic şi bachelitic.

Atît în timpul rectificării cît şi după aceasta, s-au urmărit următoarele aspecte :

— măsurarea temperaturii medii a piesei cu ajutorul unor termoelemente ;

— interpretarea şlifurilor metalografice ;

— măsurarea microdurităţilor (prin metoda Vickers) ;

— înregistrarea curbelor de variaţie ale rezistenţei de rupere la tracţiune (prin înregistrarea curbelor de rupere).

Rectificarea s-a realizat pe o maşină de rectificat tip RU350—1, iar probele luate în studiu au fost confecţionate din oţel OL50, OLC45, OLC55X, 15CN15 şi 40C130.

Temperaturile medii înregistrate la piesele rectificate sînt indicate în figurile 1, 2, 3, 4.

Valorile obţinute indică următoarele :

— Diferenţa dintre cele două tipuri de electrocorindon cu tenacitatea ridicată (electrocorindonul nobil şi electrocorindonul semifiabil) nu este semnificativă.

— În cazul utilizării amestecului de electrocorindon normal şi nobil se obţin valori mai ridicate de temperatură, iar în cazul electro-

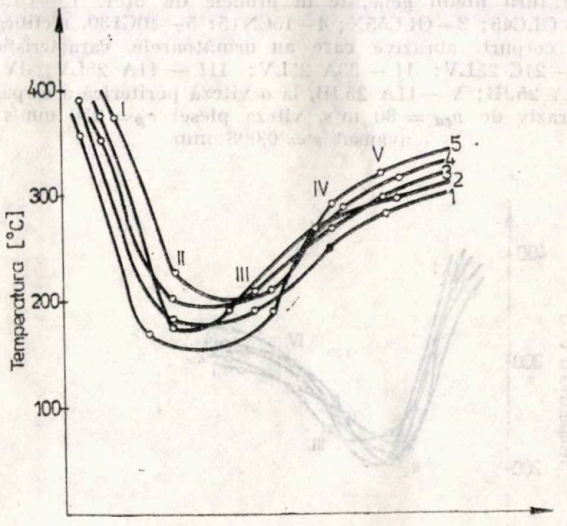


Fig. 1. Influenţa naturii materialului abraziv asupra temperaturii medii generate în probele din oţel: 1 — OL50; 2 — OLC45; 3 — OLC55X; 4 — 15CN15; 5 — 40C130, rectificate cu corpuri abrazive care au următoarele caracteristici: I — 21C 25JV; II — 33A 25JV; III — 41A 25JV; IV — 50A 25JV; V — 11A 25JV, la o viteză periferică a corpului abraziv de $v_{ca} = 30$ m/s, viteza piesei $v_p = 250$ mm/s şi avansul $s = 0{,}008$ mm

corindonului normal, valorile de temperatură sînt și mai ridicate, astfel încît devine evident avantajul utilizării unor corpuri abrazive pe bază de electrocorindon nobil pentru rectificarea oțelurilor înalt aliate, în special în cazul corpurilor abrazive de duritățI scăzute.

— La corpurile abrazive cu liant bachelitic, o dată cu creșterea durității, diferența dintre temperaturile generate în piesa rectificată cu diferite tipuri de electrocorindon este mai puțin pregnantă (fig. 4).

— Valorile de temperatură ridicate care se obțin în cazul utilizării carburii de siliciu exclud și din acest punct de vedere utilizarea acestui material abraziv pentru rectificarea oricărui tip de oțel.

— De asemenea, este evident avantajul utilizării corpurilor abrazive pe bază de liant ba-

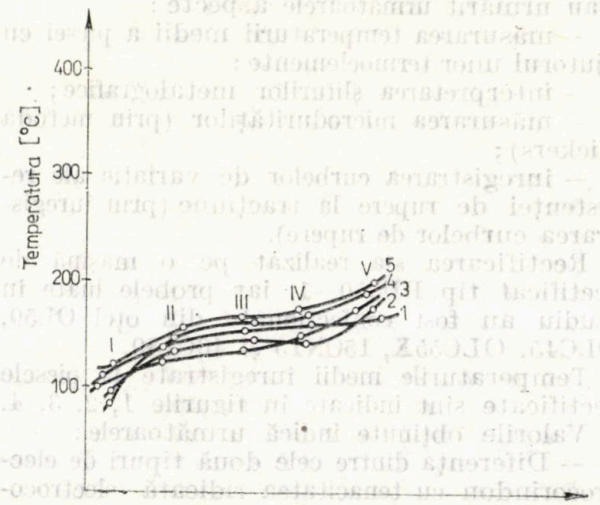


Fig. 2. Influența naturii materialului abraziv asupra temperaturii medii generate în probele de oțel: 1 — OL50; 2—OLC45; 3—OLC55X; 4—15CN15; 5—40C130, rectificate cu corpuri abrazive care au următoarele caracteristici: I — 21C 25LV; II — 33A 25LV; III — 41A 25LV; IV — 50A 25JB; V —11A 25JB, la o viteză periferică a corpului abraziv de $v_{ca} = 30$ m/s, viteza piesei $v_p = 250$ mm/s și avansul $s = 0{,}008$ mm

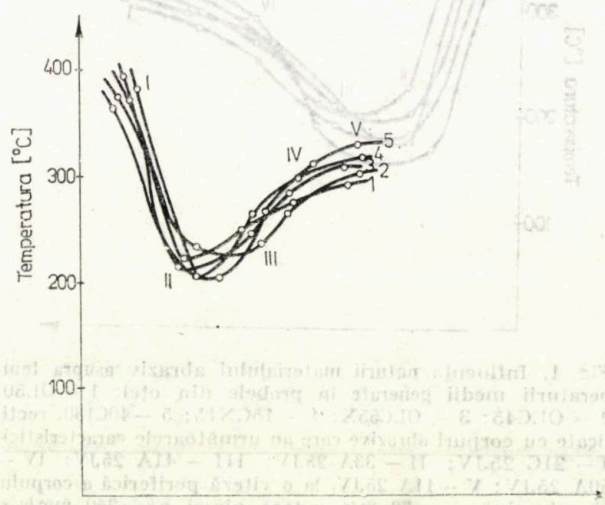


Fig. 3. Influența naturii materialului abraziv asupra temperaturii medii generate în probele de oțel: 1 — OL50; 2 — OLC45; 3 — OLC55X; 4 — 15CN15; 5 — 40C130, rectificate cu corpuri abrazive avînd următoarele caracteristici: I — 21C 25LV; II — 33A 25LV; III — 41A 25LV; IV — 50A 25LV; V —11A 25LV, la o viteză periferică a corpului abraziv de $v_{ca} = 30$ m/s, viteza piesei $v_p = 250$ mm/s și avansul $s = 0{,}008$

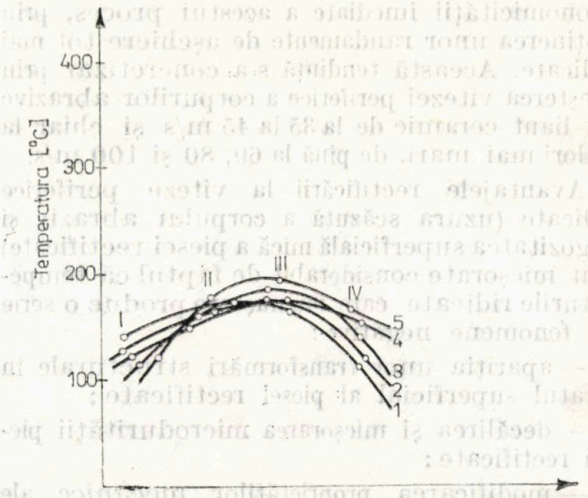


Fig. 4. Influența naturii materialului abraziv asupra temperaturii medii generate în proba de oțel: 1 — OL50; 2 — OLC45; 3 — OLC55X; 4 — 15CN15; 5 — 40C130, rectificate cu corpuri abrazive avînd caracteristicile: I — 33A 25LB; II — 50A 25LB; III — 11A 25LB; IV — 41A 25LB, la o viteză periferică a corpului abraziv de $v_{ca} = 30$ m/s, viteza piesei $v_p = 250$ mm/s și avansul $s = 0{,}008$ mm

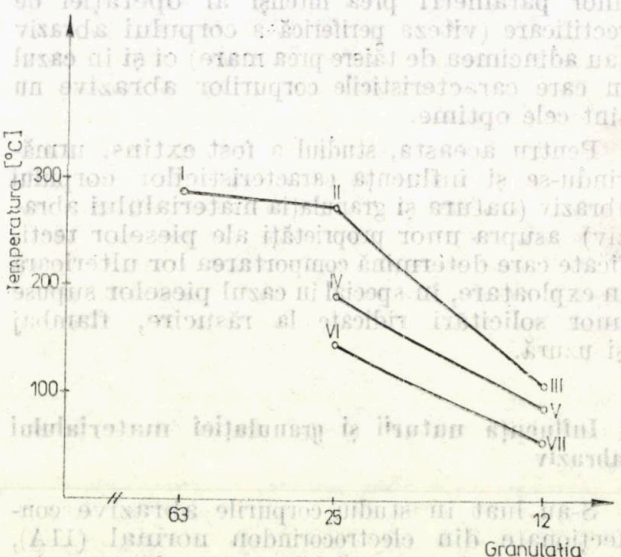


Fig. 5. Influența granulației materialului abraziv asupra temperaturii medii generate în proba de oțel 40C130 rectificat cu corpuri abrazive avînd caracteristicile: I — 11A 63MV; II— 11A 25MV; III — 11A 12MV; IV — 11 A 25MB; V — 11A 100MB; VI— 11A 25JB; VII — 11A 12JB, la o viteză periferică a corpului abraziv de $v_{ca} = 30$ m/s, viteza piesei $v_p = 250$ mm/s și avansul $s = 0{,}008$ mm

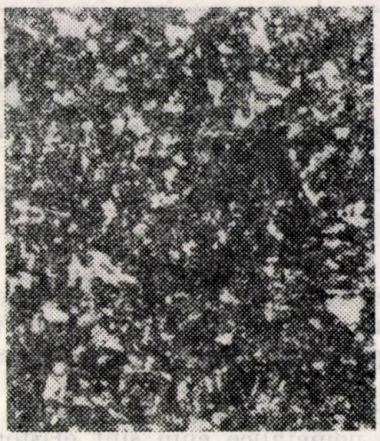


Fig. 6. Șliful metalografic al unei probe din oțel OL55X tratat, rectificat cu un corp abraziv pe bază de electrocorindon nobil (33A); pe șlif se pot observa grăunți feritoperlitici nedeformați, fără microfisuri intergranulare

Fig. 7. Șliful metalografic al unei probe din oțel aliat tratat 15CN15, rectificat cu un corp abraziv pe bază de electrocorindon normal (11A); se observă unele ruperi ale stratului rectificat, fisuri intergranulare și termice

chelitic la rectificarea oțelurilor termosensibile, deoarece temperaturile generate sînt considerabil mai scăzute.

Pentru a evidenția transformările structurale care au loc în stratul superficial al piesei rectificate, s-au studiat la microscopul optic șlifurile metalografice confecționate din probele analizate (fig. 6, 7, 8).

Măsurătorile de microduritate efectuate, precum și curbele de variație a rezistenței la trac-

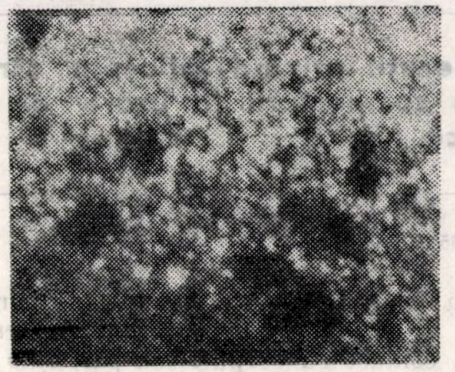


Fig. 8. Șliful metalografic al unei probe din oțel OL50 rectificat cu un corp abraziv pe bază de carbură de siliciu (21C); se observă ruperea stratului rectificat, fisuri intergranulare și termice, precum și pete mari, superficiale, care tind să formeze o peliculă feritică

țiune a probelor de oțel au indicat o corelare cu valorile de temperatură care iau naștere în piesă.

Pentru a urmări influența granulației materialului abraziv s-a măsurat temperatura medie într-o probă de oțel inoxidabil 40C130, rectificat cu corpuri abrazive din electrocorindon normal (11A), cu granulația de 63,25 și 12 μm (fig. 5).

Datele din figură arată că scăderea granulației micșorează considerabil temperatura care ia naștere la rectificare, iar corpurile abrazive cu liant bachelitic prezintă o acțiune de tăiere mult mai rece. Șlifurile metalografice ale probelor rectificate cu corpuri abrazive de granulație 12 μm nu au prezentat nici un fel de modificări structurale. Ca atare, în cazul rectificării oțelurilor înalt aliate și a oțelurilor inoxidabile este recomandabil să se micșoreze cu o clasă granulația corpurilor abrazive, chiar dacă astfel se obține un randament de așchiere mai scăzut.

BIBLIOGRAFIE

[1] *Optimizarea parametrilor operației de rectificare cu corpuri abrazive*. București, C.P.—M.I.M., 1988.

Considerații privind influența structurii asupra comportării la uzare a materialelor metalice

Conf. dr. ing. C. Dumitrescu
Institutul Politehnic București
dr. ing. Gh. Albiță și ing. M. Rădulescu
I.C.P.U.P.S. București

CZ: 621.785: 620.178.1

Uzarea la abraziune constituie un proces mecanic de degradare a suprafețelor pieselor aflate în contact cu corpuri sau particule mai dure. Abraziunea poate avea loc atît prin microașchierea suprafeței de către părțile ascuțite ale rugozităților sau particulelor, cît și prin deformarea plastică, atunci cînd muchiile acestora sînt rotunjite și sarcinile mari. În cazul oțelurilor, mult timp s-a considerat că unghiul de atac și duritatea sînt factori preponderenți. Ulterior, s-a admis și influența conținutului de carbon. Practica arată că acești factori nu sînt singurii care influențează uzarea la abraziune și rezistența la uzare [1].

Lucrarea prezintă sintetic aspectele importante care interesează proiectarea, exploatarea și întreținerea utilajului metalurgic, chimic etc.

Pînă în prezent, este unanim acceptat faptul că intensitatea uzării de abraziune a unei suprafețe metalice se poate exprima printr-o relație simplificată de forma :

$$i_{abr} = \frac{dV}{dl} = K_{abr} \frac{F}{HV} \quad (1)$$

unde :

$\frac{dV}{dl}$ este uzura volumetrică raportată la unitatea de lungime de frecare ;

F — sarcina aplicată ;

HV — duritatea suprafeței mai moi ;

K_{abr} — coeficientul de uzare la abraziune care depinde de geometria asperităților sau de grăunții abrazivi.

Dacă o asperitate conică are unghiul θ, iar $\overline{\cos\theta}$ este media ponderată pentru toate conurile de atac, atunci coeficientul de abraziune are expresia : $K_{abr} = \frac{2\overline{\cos\theta}}{\pi}$

iar intensitatea uzurii devine :

$$i_{abr} = \frac{dV}{dl} = \frac{2\overline{\cos\theta}}{\pi} \cdot \frac{F}{HV} \quad (2)$$

Rezistența la uzura de abraziune se exprimă prin inversul intensității la uzură :

$$\varepsilon = \frac{dl}{dV} = \frac{\pi}{2\overline{\cos\theta}} \cdot \frac{HV}{F} \quad (3)$$

Deci, apare ca o funcție de duritate a materialului și este pentru materialele metalice pure, în stare recoaptă, proporțională cu duritatea suprafețelor.

Această lege, care nu este valabilă pentru materialele nemetalice cum sînt elastomerii și materialele plastice, a fost verificată în condiții de laborator pe metale pure și pe oțeluri în stare recoaptă, supuse uzării pe discuri abrazive cu granulație de 80 μm sau, în cazul folosirii ca abraziv a particulelor de alumină, cu granulație de 40 μm.

Liniaritatea expresiei $\varepsilon = f(HV)$ este verificată în condițiile în care abrazivul este mai dur decît materialul metalic abrazat ($H_{met.}/H_{abr.} = 0{,}5 - 0{,}6$) (fig. 1).

Cercetările experimentale au scos în evidență faptul că între duritatea materialului metalic, duritatea abrazivului și uzare există o strînsă legătură (fig. 2). Dacă abrazivul este mai moale decît materialul metalic, uzarea este redusă, iar dacă abrazivul este mai dur, uzarea este mai pronunțată.

În cadrul lucrărilor de specialitate este unanim acceptată ideea că rezistența la uzare se îmbunătățește o dată cu creșterea durității materialului metalic, conform diagramei lui Hrușciov (fig. 3) și îndeosebi în urma cercetărilor acestuia [2].

Din figura 3 rezultă că există un domeniu de creștere pronunțată a uzării. Acest domeniu este redus în cazul materialelor metalice omogene și mai larg în cazul materialelor metalice eterogene, datorită fazelor mai dure existente în structură.

Este de reținut faptul că în multe determinări de laborator s-a observat o scădere importantă a uzării o dată cu creșterea durității abrazivului, scădere care a fost pusă pe seama metodei de determinare a uzării (în general uzarea se determină pe discuri abrazive) [2] (explicație cel puțin incompletă).

Din relațiile (2) și (3) rezultă, de asemenea, că modificarea lui θ este și ea importantă ; dacă muchiile particulelor abrazive se rotunjesc, rezistența la uzare abrazivă crește mult (fapt demonstrat experimental).

Din cele prezentate, precum și din relația (3), rezultă că starea de prelucrare, morfologia și gradul de finețe al constituienților structurali ai materialului metalic supus abrazării nu intervin în nici un fel, ca și cum influența în procesul de uzare ar fi constantă.

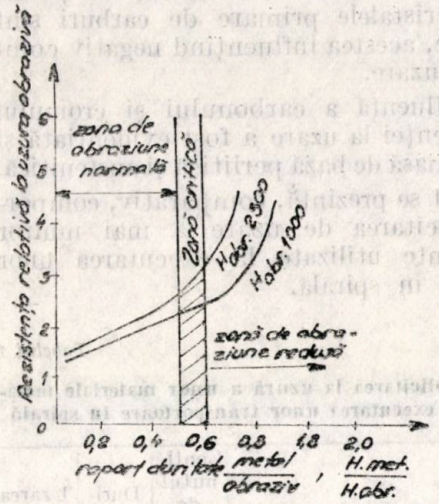


Fig. 1. Relaţia rezistenţă relativă la uzare abrazivă; raportul duritate metal/duritate abraziv la oţelurile cu structură perlitică şi structură martensitică [4]

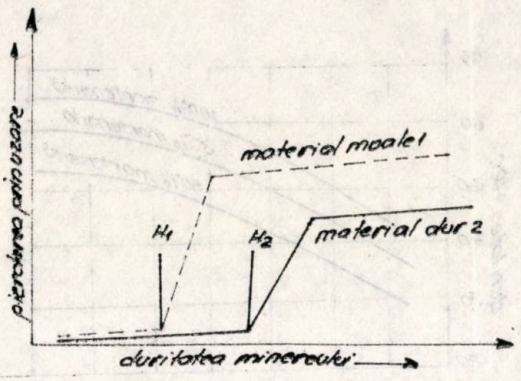


Fig. 2.Dependenţa dintre pierderea la uzare, duritatea abrazivului şi duritatea a două materiale metalice [5—7]

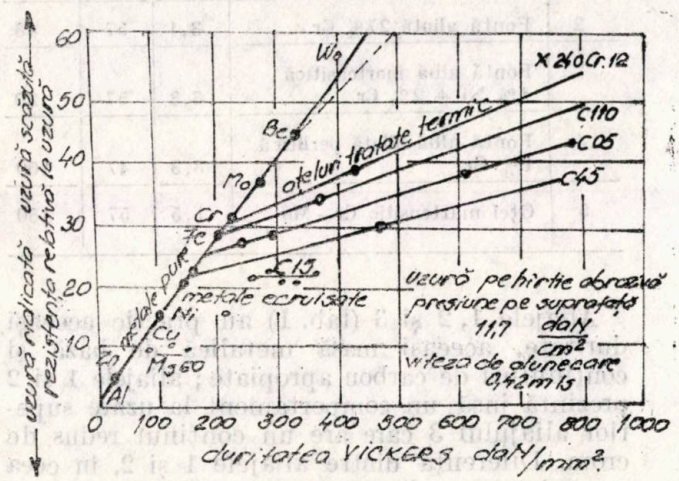


Fig. 3. Dependenţa dintre rezistenţa la uzare şi duritatea materialului metalic la uzarea de alunecare a abrazivului cu grăunţi de corund [2]

De altfel, însuşi procesul de uzare prin abraziune poate decurge prin mai multe mecanisme : microaşchiere, rizare prin deformare,eroziune abrazivă, brăzdare şi zgîriere.

În cazul aliajelor Fe—C, la aceeaşi compoziţie chimică, poate exista o largă varietate de constituenţi structurali. De exemplu, constituenţii de tip perlitic pot fi sub formă de perlită lamelară, perlită sorbitică, troostită şi perlită globulară, în funcţie de valoarea vitezei şi modul de răcire după încălzirea în domeniul austenitic. La aceeaşi duritate, pot exista mai multe tipuri de structuri, comportamentul la uzură fiind diferit de la caz la caz; perlita lamelară se comportă favorabil în procesul de uzură comparativ cu perlita globulară sau cu troostita. De asemenea, la călire, structura poate fi alcătuită din martensită (aciculară sau criptocristalină) sau alcătuită din martensită şi austenită reziduală, în funcţie de conţinutul de carbon al oţelului care influenţează direct duritatea materialului metalic (fig. 4). Pe de altă parte, rezultă că duritatea la uzură este dată de morfologia martensitei şi de conţinutul în carbon.

La aceeaşi compoziţie chimică şi duritate, perlita prezintă a rezistenţă la uzare mai ridicată decit martensita supusă în prealabil revenirii. De asemenea, o martensită bogată în carbon, supusă revenirii, poate fi sărăcită în carbon datorită precipitărilor, cu toate că valorile microdurităţii sînt ridicate. De multe ori, pentru creşterea rezistenţei la şoc (tenacităţii), martensita trebuie supusă revenirilor înalte, comportamentul constituenţilor structurali obţinuţi (sorbită, perlită globulară), fiind cu totul diferit.

Din rezultatele obţinute, rezultă că materialele metalice cu conţinuturi ridicate în carbon (fonte albe înalt aliate), în cele mai multe cazuri,

prezintă cea mai ridicată rezistenţă la uzură abrazivă.

O influenţă importantă a fontelor albe, înalt aliate asupra comportamentului la uzare, la aceleaşi valori ridicate ale durităţii, o are proporţia de carburi.

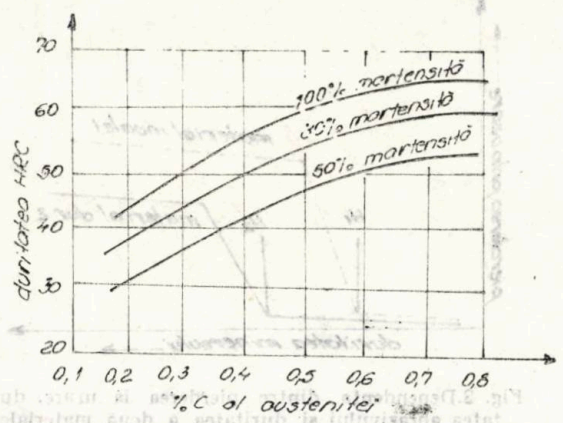


Fig. 4. Duritatea oţelurilor carbon în funcţie de conţinutul de carbon şi de proporţia de martensită în structură

Figura 5 prezintă dependenţa obţinută, după metoda uzării, la o fontă albă înalt aliată cu crom, cu structura alcătuită din carburi primare şi eutectic plasate în masa metalică de bază martensitică. Proporţia de carburi a fost mărită prin creşterea conţinutului în carbon. Rezistenţa la uzare creşte energic o dată cu

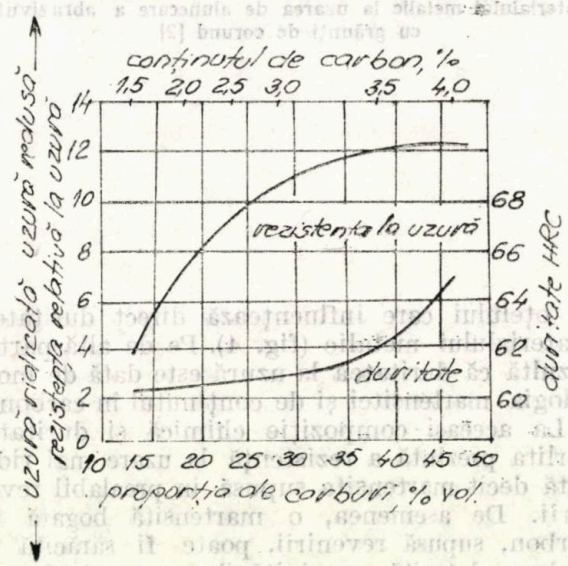


Fig. 5. Dependenţa dintre proporţia de carburi (conţinutul în carbon), duritate şi rezistenţa la uzură a unei fonte albe cu următoarea masă de bază martensitică: 12—14% Cr; 1,4—1,8% Mo; 0,5—0,8% Mn; 0,3—0,8% Si [8]

proporţia de carburi pînă la 3% C după care, creşterea este monotonă. Acestea se explică prin aceea că la conţinuturi mari de carbon, datorită conţinuturilor de crom (12—14%), în structură pot apărea carburi primare, fonta devenind hipereutectică. Pe de o parte, cementita prezintă o duritate mai mică, iar pe de altă parte, cristalele primare de carburi sînt mai grosolane, acestea influenţînd negativ comportarea la uzare.

Aceeaşi influenţă a carbonului şi cromului asupra rezistenţei la uzare a fost evidenţiată şi la fontele cu masă de bază perlitică şi austenitică.

În tabelul 1 se prezintă, comparativ, comportarea la solicitarea de uzare a mai multor tipuri de fonte utilizate la executarea unor transportoare în spirală.

Tabelul 1

Comportarea la solicitarea la uzură a unor materiale metalice utilizate la executarea unor transportoare în spirală

Aliajul	Materialul	Conţinutul de carbon, %	Duritatea, *HRC*	Uzarea relativă
1	Fontă albă aliată 15%Cr+ 3%Mo	3,3	58	78
2	Fontă aliată 27% Cr	3,1	57	48
3	Fontă albă martensitică 4% Ni + 2% Cr	3,3	57	80
4	Fontă albă aliată perlitică 1% Cr	3,3	47	100
5	Oţel martensitic Cr—Mo	1,5	57	180

Aliajele 1, 2 şi 3 (tab. 1) au practic aceeaşi duritate, aceeaşi masă metalică de bază şi conţinuturi de carbon apropiate; aliajele 1 şi 2 prezintă însă un comportament la uzare superior aliajului 3 care are un conţinut redus de crom. Diferenţa dintre aliajele 1 şi 2, în ceea ce priveşte valoarea uzării, se datorează în special conţinutului mai redus de carbon al aliajului 2 şi, deci, a microdurităţii. Aliajul 5(oţel martensitic crom-molibden) deşi are duritatea comparabilă cu aliajele 1, 2 şi 3 prezintă totuşi o rezistenţă la uzare mai coborîtă decît acestea şi chiar mai mică decît cea a aliajului 4, care are o duritate mai scăzută (masa de bază perlitică).

Un rol important asupra comportamentului la uzare îl prezintă şi eutecticul (fig. 6); cu cît gradul de fineţe şi dispersie este mai mare, cu atît rezistenţa la solicitările de uzare abrazivă este mai ridicată.

În figura 6 se arată că o dată cu creşterea grăuntelui, rezistenţa la uzare scade. Mărimea de grăunte este influenţată de dimensiunile pieselor, respectiv de viteza de răcire la solidificare. Piesele turnate în cochilie prezintă rezistenţe la uzură superioare celor turnate în amestec de formare.

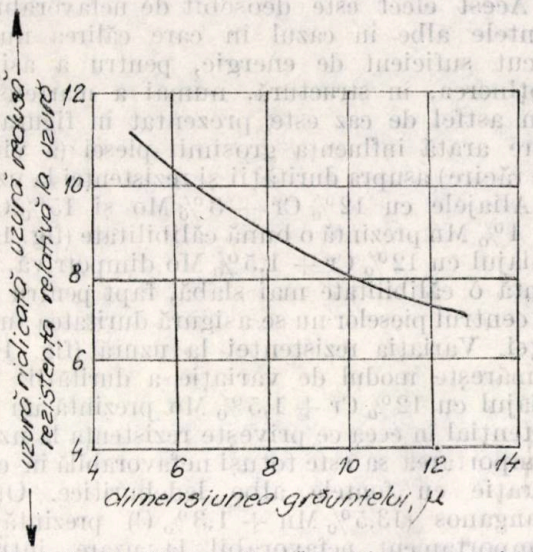


Fig. 6. Influența dimensiunii grăuntelui asupra rezistenței la uzare a unei fonte albe înalt aliate cu structură martensitică (12—14% Cr; 1,4—1,8% Mo; 3% C); uzare abrazivă

Masa metalică de bază (tipul și aspectul ei) este un alt factor care influențează rezistența la uzare a materialelor metalice; ea poate fi austenitică, perlitică sau preponderent martensitică. Pînă în prezent, nu se cunosc fonte albe cu masa metalică de bază bainitică, deși s-au elaborat fonte cenușii cu astfel de structuri și cu proprietăți superioare.

Influența microdurității masei metalice de bază asupra rezistenței la uzare a unei fonte albe înalt aliate este prezentată în figura 7. Masele metalice de bază cu durități mai reduse sînt fie perlitice, fie austenitice; cele cu durități mai mari sînt martensitice (tab. 2).

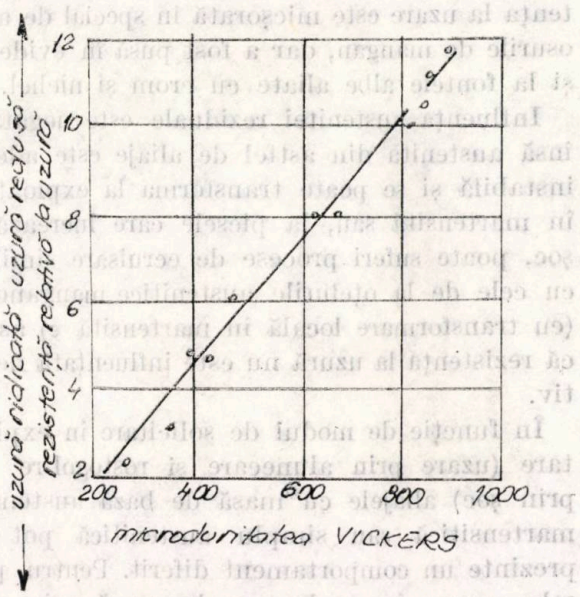


Fig. 7. Influența microdurității masei metalice de bază asupra rezistenței la uzare a unei fonte albe cu 3% C; 13% C_r; 15% Mo; uzare abrazivă

În tabelul 2 se prezintă unele date, de interes practic, privind comportarea în exploatare a unor piese.

Conținutul în carbon și duritatea masei metalice de bază martensitice au, de asemenea, un rol important la fel ca și dispersia carburilor secundare. Aceste efecte sînt greu de eviden-

Tabelul 2

Rezultatele comportării la uzare a unor fonte albe cu structură martensică (4%Ni;2%Cr) și perlitică (nealiată)

Tipul uzării	Utilizare	Anduranța relativă	
		fontă albă	
		martensitică	perlitică
Uzare prin crestare	valțuri de măcinat minereuri de Pb, Zn	3,8	1
	ciocane pentru minereuri de Cu	2,2	1
	ciocane pentru mori de cocs	2,5	1
	blindaje pentru mori cu valțuri	3,3	1
Uzare de măcinare	bile de măcinat minereuri de fier, cupru, molibden, hematită	1,8—2	1
		1,5	1
		1,3—2	1
		2,4	1
	blindaje pentru mori de minereu	5,5	1
Eroziune	mori de sortare	1,3	1
	carcase de pompe	1,9	1
	pompe de nisip	1,1	1

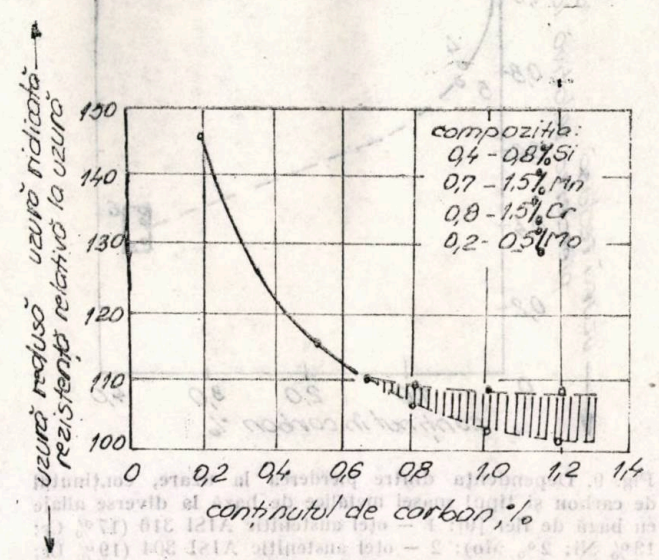


Fig. 8. Pierderea relativă la uzare în funcție de conținutul în carbon la oțelurile martensitice, determinată pe bile la măcinarea minereului de molibden

ţiat la fontele albe datorită structurii complexe, însă mai uşor la oţeluri (fig. 8.).

Duritatea martensitei fontelor albe, inalt aliate cu crom, scade o dată cu creşterea conţinutului de crom, întrucît acest element sărăceşte martensita în carbon prin formare de carburi, conform următoarei relaţii [3]:

$$HV = 1035 - 33\,\frac{\%Cr}{\%C} \qquad (4)$$

Relaţia (4) este valabilă pentru piese groase; la piesele subţiri, ca urmare a îndepărtării de echilibru la răcire, este posibil ca martensita să fie mai bogată în carbon.

Adaosurile de vanadiu la o fontă cu 15% Cr şi 3% Mo au o acţiune similară cu cromul. O fontă cu 1,5% V şi 1,5% Mo prezintă o rezistenţă la uzare cu 30% mai mică decît fonta aliată cu 3% Mo. Vanadiul, formînd carburi, scoate carbonul din masa metalică de bază astfel încît martensita devine mai moale, fără ca, în ansamblu, duritatea fontei să varieze remarcabil.

De asemenea, structurile mixte, perlito-martensitice, imprimă o rezistenţă la uzare mai scăzută (fig. 9.)

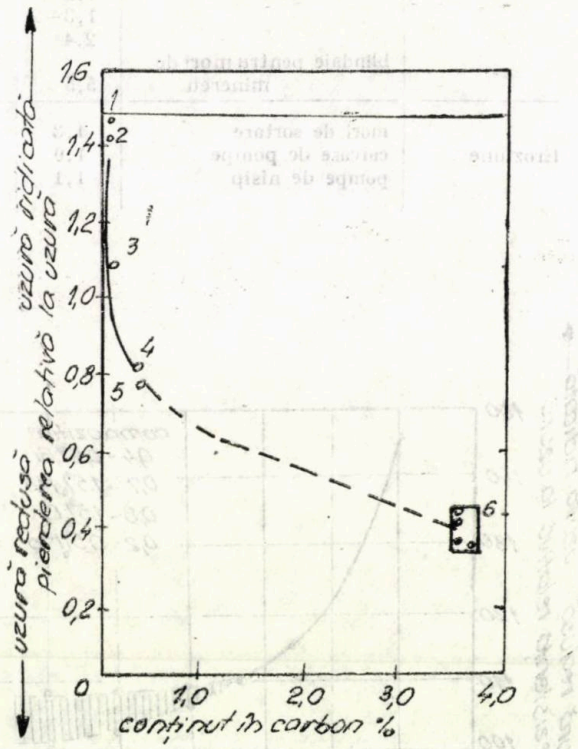


Fig. 9. Dependenţa dintre pierderea la uzare, conţinutul de carbon şi tipul masei metalice de bază la diverse aliaje cu bază de fier [9]: 1 — oţel austenitic AISI 316 (17% Cr; 13% Ni; 2% Mo); 2 — oţel austenitic AISI 304 (19% Cr; 10% Ni; 2% Mn); 3 — oţel cu conţinut scăzut de carbon, T_{1A}; stare recoaptă; 4, 5 — NiCrMo — oţel AISI 4340, perlitic

Acest efect este deosebit de nefavorabil la fontele albe în cazul în care călirea nu s-a făcut suficient de energic, pentru a asigura obţinerea, în structură, numai a martensitei. Un astfel de caz este prezentat în figura 10, care arată influenţa grosimii piesei (a vitezei de răcire) asupra durităţii şi rezistenţei la uzură.

Aliajele cu 12% Cr + 3% Mo şi 15% Cr + + 4% Mn prezintă o bună călibilitate (fig. 10,*a*). Aliajul cu 12% Cr + 1,5% Mo dimpotrivă, prezintă o călibilitate mai slabă, fapt pentru care în centrul pieselor nu se asigură duritatea suprafeţei. Variaţia rezistenţei la uzură (fig. 10, *b*) urmăreşte modul de variaţie a durităţii. Deşi aliajul cu 12% Cr + 1,5% Mo prezintă un bun potenţial în ceea ce priveşte rezistenţa la uzură, comportarea sa este totuşi nefavorabilă în comparaţie cu fontele albe ledeburitice. Oţelul manganos (13,5% Mn + 1,3% C) prezintă un comportament nefavorabil la uzare, întrucît metoda de încercare a constat într-o simplă uzare abrazivă (fără şocuri).

Compararea datelor din diagramele 10, *a* şi *b* arată clar că între comportarea la uzare şi duritate, la materialele metalice cu structuri atît de diferite, nu există nici o legătură.

Fontele albe înalt aliate prezintă, în structură după călire, o cantitate relativ mare de austenită reziduală, care poate fi influenţată greu prin revenire dacă apucă să se stabilizeze. Conţinutul de austenită reziduală creşte o dată cu creşterea temperaturii de călire datorită îmbogăţirii masei metalice de bază cu carbon şi elemente de aliere (fig. 11). Aceasta se manifestă prin scăderea rezistenţei la uzare.

Proporţia de austenită reziduală creşte la adaosurile de mangan, cupru şi nichel, elemente care de altfel duc la mărirea călibilităţii. Rezistenţa la uzare este micşorată în special de adaosurile de mangan, dar a fost pusă în evidenţă şi la fontele albe aliate cu crom şi nichel.

Influenţa austenitei reziduale este negativă, însă austenita din astfel de aliaje este adesea instabilă şi se poate transforma la exploatare în martensită sau, la piesele care lucrează la şoc, poate suferi procese de ecruisare similare cu cele de la oţelurile austenitice manganoase (cu transformare locală în martensită ε) astfel că rezistenţa la uzură nu este influenţată negativ.

În funcţie de modul de solicitare în exploatare (uzare prin alunecare şi rostogolire sau prin şoc) aliajele cu masă de bază austenito-martensitică sau simplu austenitică pot să prezinte un comportament diferit. Pentru piesele supuse în exploatare la uzură prin şoc, proporţia de austenită reziduală este deosebit de importantă, întrucît la aliajele austenito-mar-

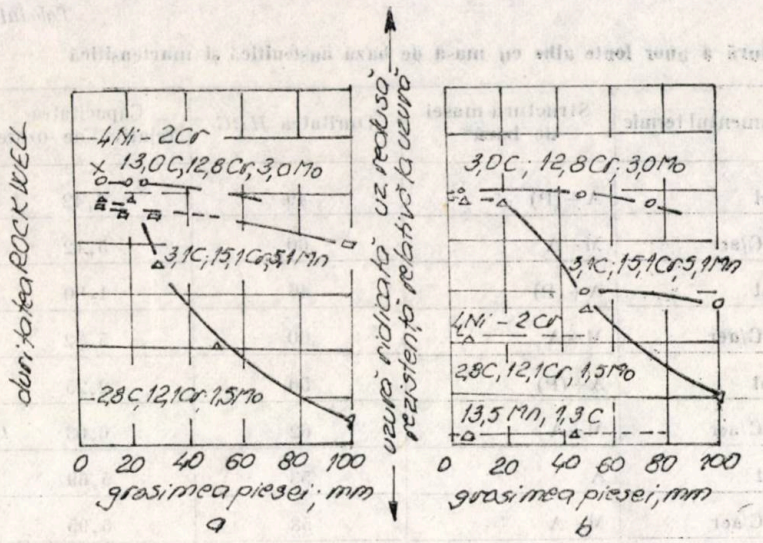


Fig. 10. Duritatea *a* și rezistența la uzură *b* în funcție de grosimea pieselor turnate din diverse aliaje (fonte albe înalt aliate și oțel aliat manganos)

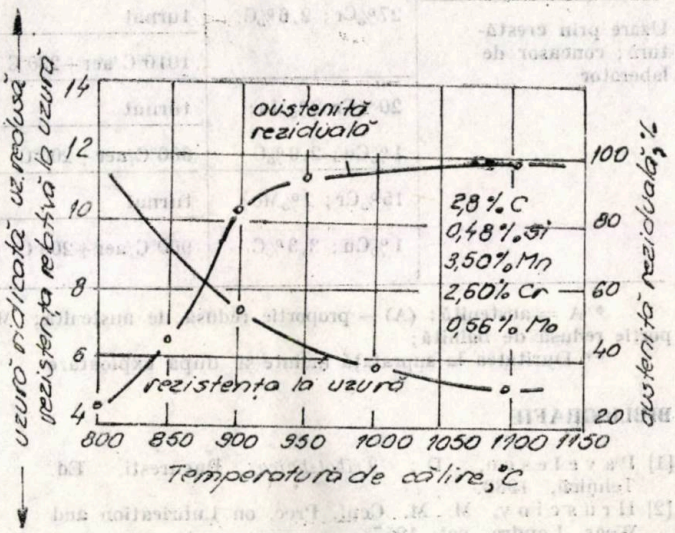


Fig. 11. Influența temperaturii de călire asupra proporției de austenită reziduală și rezistenței la uzare abrazivă a fontelor albe înalt aliate cu crom

tensitice, la valori mai ridicate de 5—7% favorizează apariția uzurii de oboseală (tab. 3).

Aceste aliaje prezintă în stare turnată o structură austenitică (total sau parțial), iar după călire, o structură martensitică cu austenită reziduală.

Rezultatele arată că fontele albe înalt aliate se comportă superior atît la uzura prin eroziune cît și la uzura prin crestătură.

În condițiile de uzare prin crestătură se înregistrează diferențe mici în ceea ce privește comportamentului la uzură al fontelor cu masă de bază martensitică; aceasta, probabil pe baza ecruisării austenitei.

Comportamentul fontelor este dependent de modul de solicitare în exploatare (tipul uzurii), fiind unanim recunoscut faptul că structura martensitică a masei metalice de bază asigură o rezistență superioară la uzură în toate condițiile de solicitare.

În concluzie, aprecierea rezistenței la uzare pentru proiectant și utilizator nu poate fi simplificată la duritatea materialului la acțiunea abrazivului sau la conținutul de carbon [3].

Comportarea la uzare este mult mai complexă. Avînd în vedere deosebirile importante în ceea ce privește morfologia și gradul de finețe și dispersie a constituenților structurali, este greu de admis că rezistența la uzură abrazivă poate fi exprimată, în mod riguros, printr-o relație de dependență liniară de forma $\varepsilon = f(HV)$. Acestea trebuie puse în legătură cu procesele care au loc în exploatare. Este necesar să fie efectuate experimentări prealabile în condiții cît mai apropiate de realitate.

Tabelul 3

Rezistența la uzură prin eroziune și crestătură a unor fonte albe cu masa de bază austenitică și martensitică

Tipul uzării	Materialul	Tratamentul termic	Structura masei de bază*	Duritatea *HRC*	Capacitatea relativă de uzare
Eroziune cu nisip	12% Cr; 1,9%	turnat	A+(P)	49	2,42
	Mo; 3,2% C	1050°C/aer	M+A	60	5,12
	18%Cr; 2,3%C	turnat	A+(P)	46	1,80
		1050°C/aer	M+A	60	5,32
	16%Cr; 0,6%	turnat	A+(P)	50	2,25
	Mo; 3%C	1050°C/aer	M+A	62	6,03
	2,8%Cr; 3,3%C	turnat	A	53	5,69
		1100°C/aer	M+A	58	6,95
	16%Cr; 1,9%	turnat	A+(P)	54	3,59
	Mo; 3,1%C	1050°C/aer	M+A	62	7,77
Uzare prin crestătură; concasor de laborator	27%Cr; 2,6%C	turnat	A	49,7—57,3**	59
		1010°C/aer+230°C	M+A	60	74
	20%Cr; 2%Mo;	turnat	A	50,2—58,8**	92
	1%Cu; 2,9%C	960°C/aer+200°C	M+(B)+A	64	129
	15%Cr; 2%Mo;	turnat	A	49,7—57,3**	107
	1%Cu; 3,3%C	960°C/aer+200°C	M+(B)+A	63	139

* A = austenită; (A) — proporție redusă de austenită; M — martensită; (P) — proporție redusă de perlită; (B) — proporție redusă de bainită;

** Duritatea la suprafață înainte și după exploatare

BIBLIOGRAFIE

[1] Pavelescu, D.: *Tribotehnica*. București, Ed. Tehnică, 1983.

[2] Hrusciov, M. M. Conf. Prec. on Lubrication and Wear. Londra, oct. 1957.

[3] Röhrig, K. În: Giesserei, R.F.G., 58, 1971, nr. 23, p. 697.

[4] Ayel, I. *Les differentes formes tribologiques d'usure des surfaces metalliques. Lubrifiant moteur*, Paris, Ed. Technique, 1979, p. 92—147.

[5] Wellinger, K., Uetz, H. În: V.D.I. Forsch-H, R.F.G., 449, 1955.

[6] Wellinger, K., Uetz, H. În: Aufbereitungstech, R.F.G., nr. 4, 1963, p. 319/35.

[7] Wahl, H. În: Arch. Metallkunde, R.F.G., 1949, p. 121/28.

[8] Bungardt, K., 'Kunze, E. În: Arch. Eisenhuttenwesen, R.F.G., nr. 29, 1958, p. 193.

[9] Hawort, R. D. În: Trans. ASM, S.U.A., 41, 1949, p. 819/69.

ORSZÁGOS MŰSZAKI INFORMÁCIÓS KÖZPONT ÉS KÖNYVTÁR 1983

INTREPRINDEREA CARBOCHIM CLUJ

CLUJ-NAPOCA
Piata 1Mai nr. 3
Telefon 32047 Telex 31364

PRODUCE:

ABRAZIVI PE SUPORT

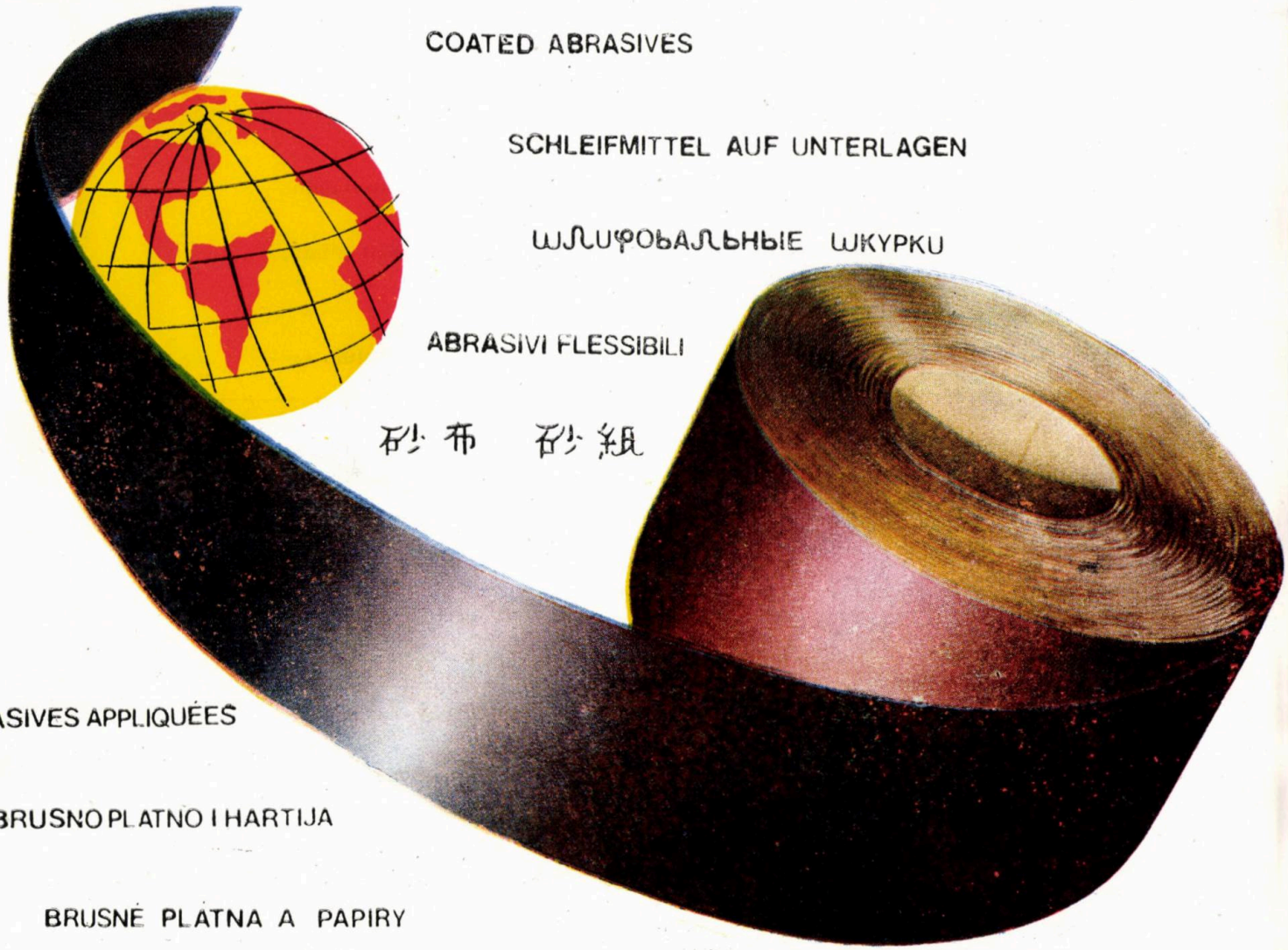
COATED ABRASIVES

SCHLEIFMITTEL AUF UNTERLAGEN

ШЛИФОВАЛЬНЫЕ ШКУРКИ

ABRASIVI FLESSIBILI

砂布　砂紙



RASIVES APPLIQUÉES

BRUSNO PLATNO I HARTIJA

BRUSNÉ PLÁTNA A PAPIRY

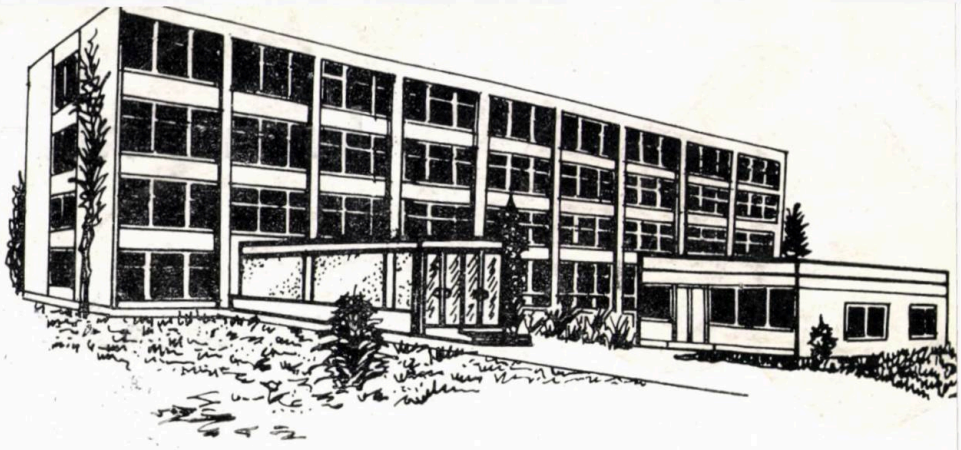
PENTRU SLEFUIREA TUTUROR TIPURILOR DE MATERIALE

EXPORTATOR

MINERALIMPORTEXPORT

BUCURESTI 70033 Bd. Republicii nr. 16
Tel. 139167 Telex 118736 ROMANIA

INSTITUTUL DE CERCETARE ŞI PROIECTARE
PENTRU UTILAJE ŞI PIESE DE SCHIMB
Bd. Preciziei, nr. 20, sector 6, Bucureşti
Telefon 60.32.90 ; telex : 10587



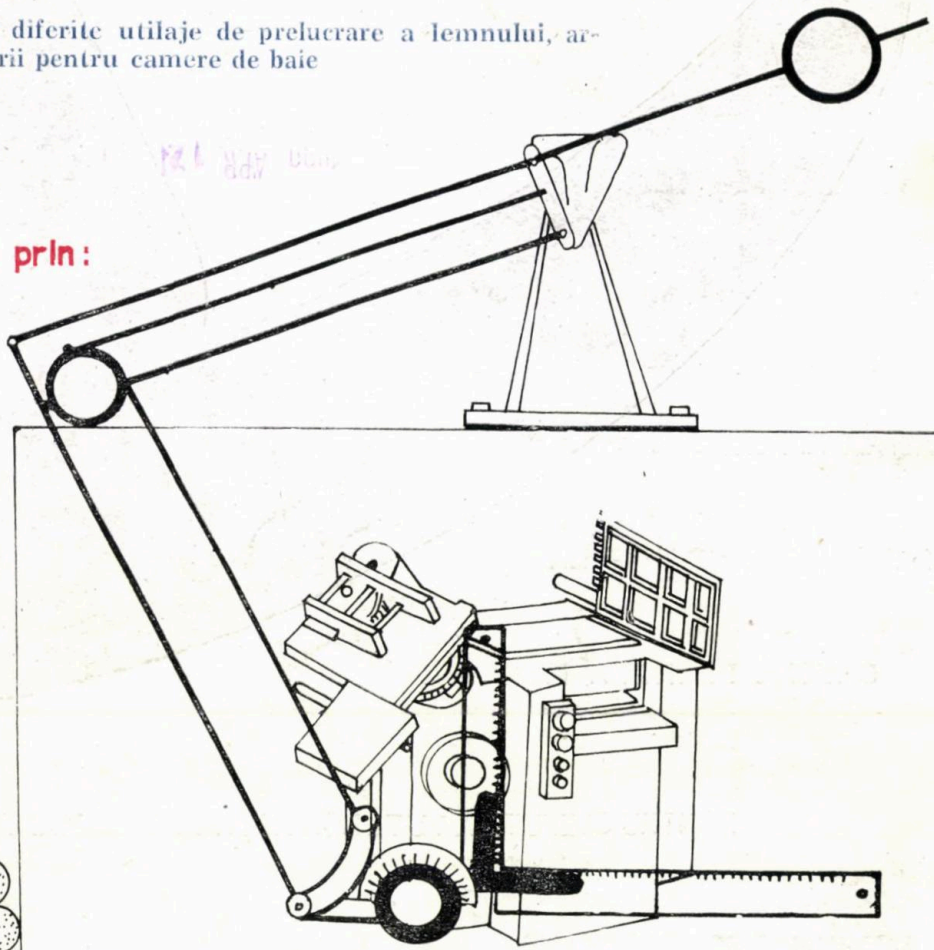
ICPUPS Bucureşti
ICPUPS Bucureşti

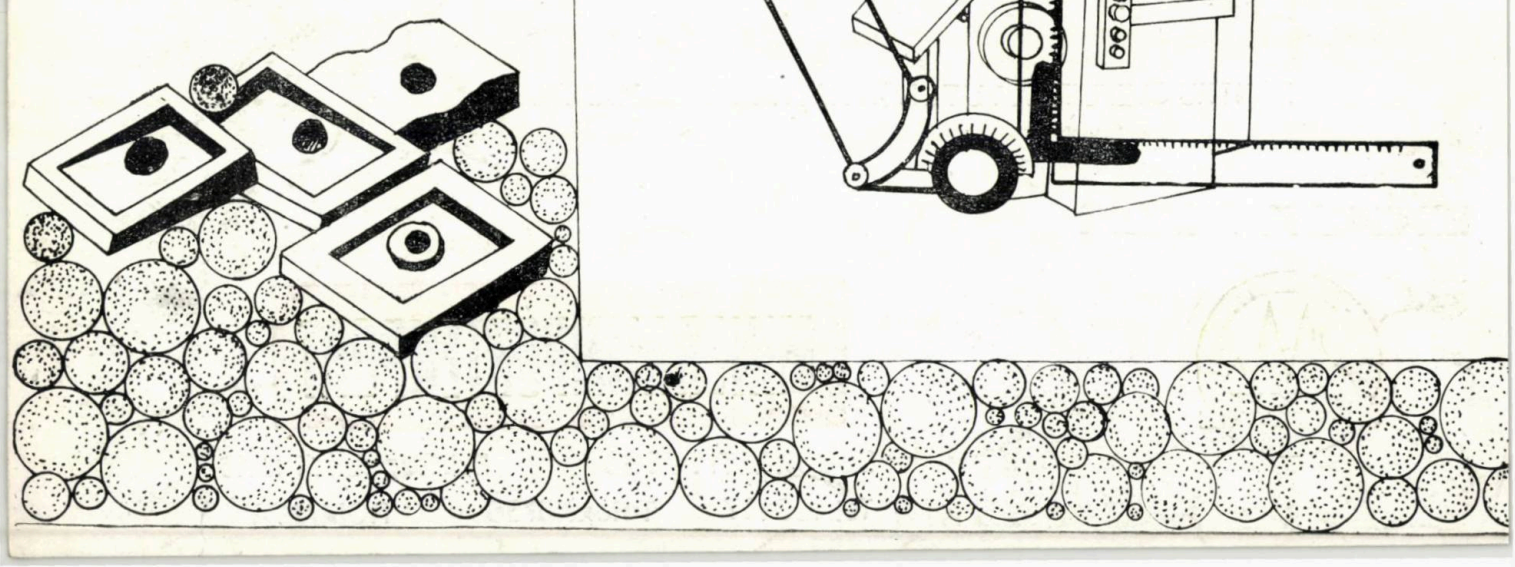
ICPUPS Bucureşti elaborează:

- Studii şi proiecte de utilaje pentru industria lemnului, materialelor de construcţii şi metalurgie
- Tehnologii pentru corpuri de măcinare turnate din fontă inalt aliată, apreciate de beneficiarii externi şi interni
- Bilanţuri termoenergetice
- Studii de design pentru diferite utilaje de prelucrare a lemnului, armături sanitare şi accesorii pentru camere de baie

ICPUPS Bucureşti se caracterizează prin:

- Înaltă specializare
- Promptitudine
- Înalt nivel tehnic





E 3280

kon

METALURGIA

R 1989 -06- 23

4

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XLI • NR. 4 • APRILIE 1989

INTREPRINDEREA CARBOCHIM CLUJ

CLUJ-NAPOCA
Piata 1Mai nr. 3
Telefon 32047 Telex31

PRODUCE:

ABRAZIVI PE SUPORT

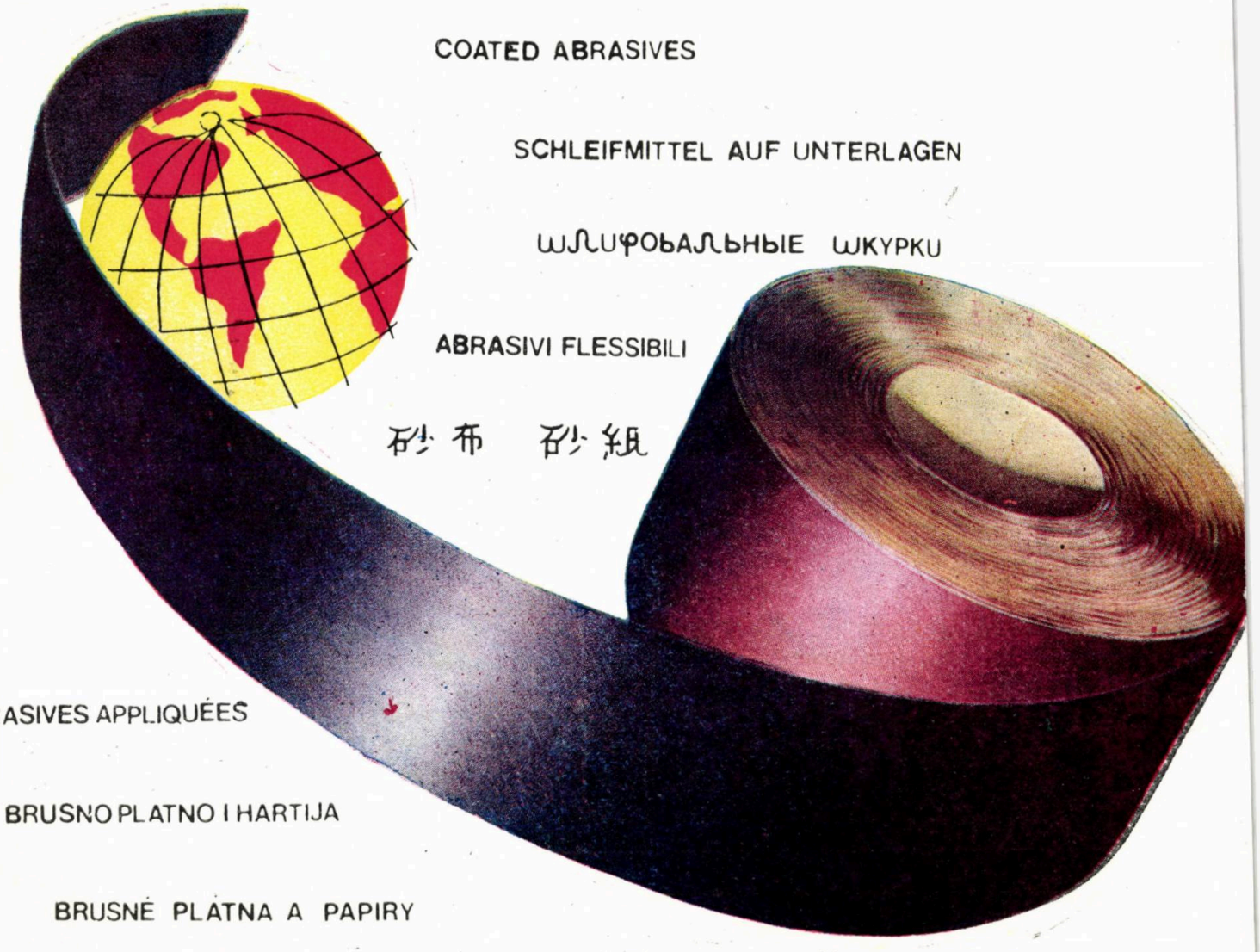
COATED ABRASIVES

SCHLEIFMITTEL AUF UNTERLAGEN

ШЛИФОВАЛЬНЫЕ ШКУРКИ

ABRASIVI FLESSIBILI

砂布　砂紙



ABRASIVES APPLIQUÉES

BRUSNO PLATNO I HARTIJA

BRUSNÉ PLÁTNA A PAPIRY

PENTRU SLEFUIREA TUTUROR TIPURILOR DE MATERIALE

EXPORTATOR

MINERALIMPORTEXPORT ROMANIA BUCUREȘTI

MINERALIMPORTEXPORT

BUCURESTI 70033 Bd. Republicii nr. 16
Tel. 139167 Telex 118736 ROMANIA

METALURGIA

Anul 41 Nr. 4 Aprilie 1989

CUPRINS

Eucșa, Stelicna și Burlan, N.: Obținerea de produse refractare termoizolatoare cu densitate 1,3 — —1,4 g/cm³, prin metoda presării semiuscate . . . 165

Malcaric, S. M.: Cercetări privind îmbunătățirea calității cilindrilor de laminor cu crustă dură și structură indefinită, turnați în sistem duplex, utilizați pe caja finisoare la laminarea benzilor la cald . . . 167

Berecanu, E., Bulnariu, I. și Mustață, C. T.: Aspecte termodinamice și tehnologice la elaborarea oțelurilor în cuptorul electric cu arc 171

Fârvu, C., Niță, T., Miron, V. și Winckelbauer, C.: Tendințe noi în fabricația benzilor din oțel silicios cu grăunți orientați (III) 178

Pascu, D. R. și Pascu, Mihaela: Cercetări privind promovarea oțelurilor românești slab aliate Cr—Mo—V la construcții sudate de mare răspundere (I) . . . 183

Taloi, D., Constantin, I. și Vlăduțiu, Liana: Cercetări privind solubilizarea acidă în autoclava sub presiune de oxigen a concentratelor complexe 191

Moldovan, P., Panait, N., Cristea, Lidia și Popescu, Gabriela: Cercetări privind cinetica și transferul de masă la tratarea în vid a aliajelor lichide Al—Mg și Al—Zn de mare puritate 197

Brabie, V., Neagu, G., Toboc, P. și Bălescu, C.: Cercetări privind desulfurarea fontelor de turnătorie 201

Ioniță, Gh., Enescu, A. și Staicu, M.: Studii și cercetări experimentale asupra procesului de aliere superficială la piesele turnate din oțel 206

Badea, S. și Drăghici, S.: Studiul optimizării tehnologiilor de matrițare prin utilizarea metodei liniilor de alunecare 211

REVISTA REVISTELOR 170, 177, 190, 205

.Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM, Departamentul Export-Import, Presă. P.O. Box 136—137. Telex: 11 226 BUCUREȘTI, str. 30 Decembrie, nr. 3

Președintele colegiului de redacție: prof. dr. ing. L. SOFRONI

Redactor: ELENA PÂRVU

Tehnoredactor: MARIETA RUBȚOV

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România—Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, sector 1. Telefon: 59.49.80. Revista este editată de ICEM—O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — Filiala sector 6 — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament: lei 180 anual. Costul unui exemplar: lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

I.P. „Informația"—c. 1085

CONTENTS

ORSZÁGOS MŰSZAKI INFORMÁCIÓS KÖNYVTÁR HÖZPONTÉS KÖNYVTÁR 1883

DC: 666.76

Bucşa, Steliana and Burtan, N.: **1,3–1,4 g/cm³ density thermoinsulating refractory products by the semidried pressure method**

By the semidried pressure method, 1,3–1,4 g/cm³ density thermoinsulating refractory products can be obtained for the lining of equipment which operate at 1 250°C temperature and in oxidizing and neutral atmosphere.

These products may be obtained out of Romanian raw materials, by completely replacing the importation materials.

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 165–166

DC: 621.771.07

Malearic, S. M.: **Researches on the quality improvement of chill rolls of indefinite structure, cast in duplex system, used on the finishing stand for hot strip rolling**

The paper presents the results of the calculations carried out for the thermal loading of the metal mould for roll casting in duplex system.

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 167–170

DC: 669.18: 621.365.2

Berceanu, E., Butnariu, I. and Mustaţă, C. T.: **Thermodynamic and technological aspects of steelmaking in an electric arc furnace**

The paper presents the main thermodynamic and technological aspects of ball bearing steelmaking. On the basis of the data regression, equations were determined for the main metallurgical processes while drawing the working nomograms.

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 171–177

DC: 621.785: 669.14.018.583

Pârvu, G., Niţă, T., Miron, V. and Winckelbauer, C.: **New trends in the manufacturing of grain oriented silicon steel strips**

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 178–182

DC: 669.15.194.2: 669.14.018.291

Pascu, D. R. and Pascu, Mihaela: **Researches on the promotion of Romanian low alloy Cr–Mo–V steels for high duty welded structures**

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 183–190

DC: 669.21.8

Taloi, D., Constantin, I. and Vlăduţiu, Liana: **Researches on the acid solubilization of complex concentrates in an oxygen pressure autoclave**

The paper presents the results of the researches carried out on the solubilization of Romanian complex concentrates with a view to selectively solubilize zinc, thus obtaining maximum yield in transfering zinc in solution, resulting residuals rich in copper, lead, iron.

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 191–196

DC: 669.245-154

Moldovan, P., Panait, N., Cristea, Lidia and Popescu, Gabriela: **Researches on the kinetics and mass transfer at the vacuum treatment of high purity Al–Mg and Al–Zn liquid alloys**

The paper presents the results of the researches on the treatment of Al–Mg and Al–Zn alloys in liquid state, under static conditions, in vacuum.

On the basis of the data obtained, the authors calculated the theoretical and practical evaporation speeds of Mg and Zn, as well as the values of the indexes of mass transfer of these elements in metal bath.

The experimental results are the basis of the estimation of Mg and Zn losses at vacuum treatment, as well as the establishment of the parameters of the industrial process.

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 197–200

DC: 669.17: 669.18.046.546.2

Brabie, V., Neagu, G., Toboc, P. and Bălescu, C.: **Researches on the cast iron desulphurization**

The paper presents the theoretical considerations and the experimental results of the possibilities of cast iron desulphurization by the use of lime powders blown in hot metal. The authors point out that the presence of 0.05% solved aluminium in hot metal determines the considerable increase of the yield of the desulphurization process.

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 201–203

DC: 621.746.01

Ioniţă, Gh., Enescu, A. and Staicu, M.: **Studies and experimental researches on the superficial alloying process for steel castings**

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 204–208

DC: 621.73.034

Badea, S. and Drăghici, S.: **The study of the optimizing of stamping technologies by the use of sliding line methods**

The paper presents certain theoretical and practical aspects of the use of the method of the sliding lines at the establishment of the technological parameters of the stamping process.

On the basis of the variation diagrams of line shapes, the authors may establish the values of tensions, that is the values of the forces which operate on the tool-material contact surface and on the whole volume of a part, as well as the plastic state of the material submitted to the process.

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 209–213

INHALT

DK: 666.76

Bucşa, Steliana und Burtan, N.: **Herstellung von feuerfesten wärmeisolierenden Produkten mit einer Dichte von 1,3—1,4 g/cm³ anhand der Methode der halbtrockenen Pressung**

Anhand der Methode der halbtrockenen Pressung können einige wärmeisolierende feuerfeste Produkte mit einer Dichte von 1,3—1,4 g/cm³ für die Ausmauerung der thermischen Anlagen die bei Betriebstemperaturen von 1 250°C und einer oxydierenden und neutralen Atmosphäre arbeiten erhalten werden.

Diese Produkte werden auf Basis von einheimischen Rohstoffen erzeugt, indem die Einfuhr vollständig ersetzt wurde.

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 165—166

DK: 621.771.07

Malearic, S. M.: **Erforschungen betreffs der Verbesserung der Qualität der Walzen mit harte Kruste und unbestimmte Struktur, die durch den Duplex-System gegossen werden und bei den Fertiggerüsten während dem Warmbandwalzen eingesetzt werden**

In der Arbeit wird auf die Ergebnisse der Rechnungen, die für die Heizleistung der Metallform die beim Giessen der Walzen mittels des Duplexverfahrens eingesetzt werden, hingewiesen. Es wurden die Schlussfolgerungen gezogen, die aufgrund der Analyse beim Elektronenmikroskop, betreffs der Ausbreitungsweise der Warmrisse in der Walzenfüllung sowie derjenigen die während dem Betrieb erscheinen, festgesetzt wurden. Im letzten Teil der Arbeit werden die Ergebnisse die nach dem Legieren mit Bor des primären Roheisens, vorgesehen für das Giessen der Walzen mittels des Duplexverfahrens, erzielt wurden dargestellt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 167—170

DK: 669.18: 621.365.2

Berceanu, E., Butnariu, I. und Mustaţă, C. T.: **Thermodynamische und technologische Aspekte zur Herstellung des Stahles im Elektrolichtbogenofen**

In der Arbeit werden die wichtigsten thermodynamischen und technologischen Aspekte der Herstellung von Kugellagerstahl dargestellt. Anhand der festgesetzten Daten wurden Regressionsgleichungen für die wichtigsten metallurgischen Prozesse sowie Betriebsnomogrammen bestimmt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 171—177

DK: 621.785: 669.14.018.583

Pârvu, G., Niţă, T., Miron, V. und Winckelbauer, C.: **Neue Entwicklungstendenzen der Bandherstellung aus kieselsäurehaltigen kornorientierten Stahl**

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 178—182

DK: 669.15.194.2: 669.14.018.291

Pascu, D. R. und Pascu, Mihaela: **Erforschungen zum Einsatz der rumänischen niedriglegierten Cr—Mo—V Stähle bei hochanspruchsvollen geschweissten Bauten**

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 183—190

DK: 669.21.8

Taloi, D., Constantin, I., Vlăduţiu, Liana: **Erforschungen angesichts der sauren Laugung, in den Sauerstoffdruckautoklav, der komplexen Konzentrate**

Die Arbeit gibt die Ergebnisse der Erforschungen die für die Laugung der einheimischen komplexen Konzentrate durchgeführt wurden, wieder, mit dem Ziel der selektiven Laugung des Zinks. Es wurden einige maximale Leistungen im Bereich des Lösungsübergangs des Zinks und der Erzielung einiger kupfer-, blei-oder eisenreichen Rückstände dargestellt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 191—196

DK: 669.245-154

Moldovan, P., Panait, N., Cristea, Lidia und Popescu, Gabriela: **Erforschungen betreffend der Kinetik und den Massentransport bei der Vakuumbehandlung der hochreinen flüssigen Al—Mg und Al—Zn Legierungen**

In der vorliegenden Arbeit werden die Ergebnisse der Erforschungen angesichts der Behandlung im flüssigen Zustand, unter statischen Bedingungen und Vakuum der Al—Mg und Al—Zn Legierungen dargestellt.

Anhand der erzielten Daten wurden die theoretischen und praktischen Verdampfungsgeschwindigkeiten des Magnesiums und des Zinks, sowie die Werte der Massentransportkoeffizienten der o.g. Elemente im Metallbad berechnet.

Die Ergebnisse der Versuche sind grundlegend für die Verwertungen der Mg—Zn Verluste während der Vakuumbehandlung sowie für die Festlegung der Parameter des industriellen Prozesses.

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 197—200

DK: 669.13: 669.18.046.546.2

Brabie, V., Neagu, G., Toboc, P. und Bălescu, C.: **Erforschungen angesichts der Entschwefelung des Gusseisens**

In der Arbeit werden einige theoretische Betrachtungen und experimentelle Ergebnisse angesichts der Entschwefelungsmöglichkeiten des Gusseisens durch den Einsatz des im flüssigen Roheisen eingeblasenen Kalkpulver angegeben. Es wird eingeschätzt, dass die Gegenwart, im flüssigen Roheisen, eines gelösten Aluminiumgehalts von wenigstens 0,05 %, zu einem hohen Anstieg des Wirkungsgrads des Entschwefelungsprozesses beiträgt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 201—203

DK: 621.746.01

Ioniţă, Gh., Enescu, A. und Staicu, M.: **Studium und experimentelle Erforschungen im Bereich des Oberflächenlegierens von Stahlgussstücken**

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 204—208

DK: 621.73.034

Badea, S. und Drăghici, S.: **Erforschung der Optimierung der Gesenkschmiedemethoden anhand des Einsatzes des Gleitbahnenverfahrens**

In der Arbeit werden einige theoretische und praktische Ansichten zum Einsatz des Gleitbahnenverfahrens im Falle der Festlegung der verfahrenstechnischen Parameter des Gesenkschmiedeprozesses dargestellt.

Anhand der Erkenntnis des Änderungschaubilds der Form der Linien können die Werte der Spannungen und zwar der Kräfte die auf der Kontaktoberfläche Werkzeug-Werkstoff und auf den gesamten Volumen des Werkstücks einwirken sowie der plastische Zustand des behandelten Werkstoffs festgesetzt werden, dargestellt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 209—213

SOMMAIRE

CD: 666.76

Bucşă, Steliana et Burlan, N.: **La fabrication de certains produits refractaires isolateurs thermiques à densité de 1,3—1,4g/cm³ par la méthode de pressage à demi-sec**

Par la méthode de pressage à demi-sec on peut obtenir des produits refractaires isolateurs thermiques à densité de 1,3—1,4 g/cm³ pour le maçonnage des aggregats thermiques qui fonctionnent aux températures de régime de 1 250°C et en atmosphère oxydante et neutre.

Ces produits peuvent être obtenus à base de matières premières indigènes, en éliminant complètement l'importation.

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 165—166

CD: 621.771.07

Malearic, S. M.: **Recherches concernant l'amélioration de la qualité des cylindres de laminoir à croûte dure et à structure indéfinie, coulés en système duplex, utilisés dans les cages finisseuse des laminoirs de bandes à chaud**

L'auteur présente les résultats des calculs effectués pour la sollicitation thermique de la moule métallique destinée à la coulée des cylindres de laminoir en système duplex, les conclusions tirées à la suite de l'analyse à l'aide du microscope électronique du mode de propagation dans la table des cylindres des fissures à chaud, de même que des fissures qui apparaissent au cours de l'exploitation.

On présente également les résultats obtenus à la suite de l'alliage à bore de la fonte primaire utilisée à la coulée en système duplex des cylindres de laminoir.

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 167—170

CD: 669.18: 621.365.2

Berceanu, E., Butnariu, I. et Mustaţă, C. T.: **Aspects thermodynamiques et technologiques à l'élaboration des aciers dans les fours électriques à arc**

Les auteurs présentent les principaux aspects thermodynamiques et technologiques à l'élaboration des aciers à rouleaux. A partir des données obtenues, on a déterminées des équations de regression pour les principaux processus métallurgiques et on a tracé les nomogrammes de travail.

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 171—177

CD: 621.785:669.14.018.583

Pârvu, G., Niţă, T., Miron, V. et Winckelbauer, C.: **Tendances nouvelles dans la fabrication des bandes en acier siliceux à grain orientés**

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 178—182

CD: 669. 15.194.2: 669.14.018.291

Pascu, D. R. et Pascu, Mihaela: **Recherches sur l'utilisation des aciers roumains faiblement alliés à Cr—Mo—V pour les constructions soudées**

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 183—190

CD: 669.21.8

Taloi, D., Constantin, I, et Vlădvţiu, Liana: **Recherches sur la solubilisation acide dans l'autoclave sous pression d'oxygène des concentrés complexes**

L'article présente les résultats des recherches effectuées au cours de la solubilisation des concentrés complexes indigènes pour la solubilisation sélective du zinc.

À la suite des recherches effectuées on a obtenu des rendements maximum de passage du zinc en solution et des résidus riches en cuivre, plomb, fer etc.

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 191—196

CD: 669.245-154

Moldovan, P., Panait, N., Cristea, Lidia et Popescu, Gabriela: **Recherches sur la cinétique et le transfert de masse au traitement sous vide des alliages liquides Al—Mg et Al—Zn de haute pureté**

Les auteurs présentent les résultats des recherches concernant le traitement en état liquide, en conditions statiques, sous vide, des alliages Al—Mg et Al—Zn.

À partir des données obtenues on a calculé les vitesses théoriques et pratiques de vaporisation de Mg et de Zn de même que les valeurs des coefficients de transfer de masse de ces éléments dans le bain métallique.

À partir des résultats obtenus on détermine les pertes en Mg et Zn au cours du traitement sous vide de même que les paramètres du processus industriel.

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 197—200

CD: 669.13: 669.18.046.546.2

Brabie, V., Neagu, G., Toboc, P. et Bălescu, C.: **Recherches concernant la désulfuration des fontes de moulage**

L'article présente des considérations théoriques et les résultats expérimentaux concernant les possibilités de désulfuration des fontes de moulage à l'aide des poudres de chaux injectées dans la fonte liquide. On constate qu'une quantité minimum de 0,05 % aluminium dissous dans la fonte liquide augmente considérablement le rendement du processus de désulfuration.

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 201—203

CD: 621.746.01

Ioniţă, Gh., Enescu, A. et Staicu, M.: **Etudes et recherches expérimentales sur le processus d'alliage superficiel des pièces coulées en acier**

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 204—208

CD: 621.73.034

Badea, S. et Drăghici, S.: **L'étude de l'optimisation des technologies de matriçage par l'utilisation de la méthode des lignes de glissement**

L'article présente certains aspects théoriques et pratiques concernant l'utilisation de la méthode des lignes de glissement pour la détermination des paramètres théoriques du processus de matriçage.

À partir des graphiques de variation de la forme des lignes, on peut déterminer les valeurs des tensions, respectivement des forces qui actionnent sur la surface de contact outil — matériel et à l'interieur de la pièce, de même que l'état plastique du matériel soumis à ce processus.

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 209—213

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 666.76

Букша, Стелиана и Буртан, Н.: **Получение огнеупорных термоизоляционных изделий с плотностью 1,8—1,4 г/см³ методом полусухого запрессовывания**

Методом полусухого запрессовывания можно получить огнеупорные термоизоляционные огнеупорные изделия с плотностью 1,3—1,4 г/см³ для обмуровки тепловых агрегатов, действующие при рабочей температуре 1250°С и окислительной и нейтральной атмосфере.

Эти изделия могут быть получены из ответственного сырья, заменяя полностью импорт.

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 165—166

ДК: 621.771.07

Малярик, С.: **Исследования относительно улучшения качества валков с твердой коркой и неопределенной структурой, отлитых в дуплексной системе, используемые на чистовой клети при горячей прокатке полос**

В работе представлены результаты проведенных расчетов для теплового напряжения металлической формы, предназначенная для отливки прокатных валок в дуплексной системе, выведенные заключения вследствие анализа электронным микроскопом способа распространения в бочке валка горячих трещин, а также и тех появляющихся при эксплуатации. Представлены полученные результаты при легировании бором первичного чугуна, предназначенного отливке в дуплексной системе прокатных валок.

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 167—170

ДК: 669.18: 621.365.2

Берчеану, Е., Бутнариу, И. и Мустацэ, К.: **Термодинамические и технологические аспекты при выплавке сталей в электродуговой печи**

В работе представлены основные термодинамические и технологические аспекты при выплавке подшипниковых сталей. На основе данных определены уравнения по регрессии для основных металлургических процессов и наведены рабочие номограммы.

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 171—177

ДК: 621.785: 669.14.018.583

Пырву, Г., Ницэ, Т., Мирон, В. и Винкелбауер, К.:

Новые тенденции в производстве лент из кремнистых сталей с ориентированными зернами

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 178—182

ДК: 669.15-194.2: 669.14.018.291

Паску, Д. и Паску, Михаела: **Исследования относительно применения румынских малолегированных Cr — Mo — V сталей в сварных конетрукциях большой ответственности**

Metalurgia 41)1989), nr. 4, p. 183—190

ДК: 669.21.8

Талой, Д., Константин, И., Влэдуцю, Лиана: **Исследования относительно кислого растворения комплексных концентратов в автоклавах под давлением кислорода**

Работа представляет результаты проведенных исследований при растворении комплексных отечественных концентратов для селективного растворения цинка, получая максимальный коэффициент выхода цинка в раствор и получение богатых медью, свинцом, железом и т.д. остатков.

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 191—196

ДК: 669.245-154

Молдован, П., Панаит, Н., Кристеа, Лидия и Попеску, Габриела: **Исследования относительно кинетики и массообмена при вакуумной обработке жидких сплавов Al — Mg и Al—Zn высокой чистоты**

В работе представлены результаты относительно вакуумной обработки в жидком состоянии сплавов Al—Mg и Al—Zn.

На основе полученных данных расчитаны теоретические и практические скорости Mg и Zn, а также и значения коэффициентов массобмена этих элементов в металлической ванне.

Результаты экспериментов лежат в основе оценки потерей Mg и Zn при вакуумной обработке, а также и определения параметров промышленного процесса.

Metalurgia 41 (1989), nr, 4, p. 197—200

ДК: 669.13: 669.18.046.546.2

Брабие, В., Тобок, П. и Бэлеску, К.: **Исследования по обессериванию литейного чугуна**

В работе представлены теоретические соображения и экспериментальные результаты относительно вовможностей обессеривания литейного чугуна применением известковыми порошками, нагнетанные в жидкий чугун. Отмечается, что присутствие в жидком чугуне количества алюминия растворенного минимум 0,05% ведет к значительному повышению производительности процесса обессеривания.

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 201—203

ДК: 621.746.01

Ионицэ, Г., Енеску, А. и Стайку, М.: **Экспериментальные исследования процесса поверхностного] легирования стальных отливок**

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 204—208

ДК: 621.73.034

Бадеа, С. и Дрэгичь, С: **Изучение оптимизации технологий штамповки методом линии скольжения**

В работе представлены некоторые теоретические и практические аспекты относительно применения метода линий скольжения при определении технологических параметров процесса штамповки.

На основе графика вариации форм линий могут быть определены значения напряжений, следовательно усилий действующих на поверхность соприкосновения инструмент-материал и во весь объем детали, а также и пластическое состояние материала, подвергнутый процессу.

Metalurgia 41 (1989), nr. 4, p. 209—213

METALURGIA 4
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA
1989

Ing. Steliana Bueşa
C. C. P. R. Braşov
şi ing. N. Burtan
I. P. Timişoara

Obţinerea de produse refractare termoizolatoare cu densitate 1,3—1,4 g/cm³, prin metoda presării semiuscate

CZ: 666.76

Dezvoltarea impetuoasă a industriei în România, în special a industriei metalurgice, impune creşterea şi diversificarea produselor refractare care să corespundă din punct de vedere calitativ tuturor cerinţelor noilor tehnologii introduse în domeniile activităţii industriale.

În etapa actuală, o importanţă deosebită trebuie acordată eliminării importului de produse şi materii prime refractare, valorificării şi utilizării raţionale la maximum a resurselor interne de materii prime, reducerii consumului de combustibil şi energie electrică.

Utilizarea materialelor termoizolatoare reduce consumul de materiale refractare, determină economie de combustibil şi permite intensificarea proceselor tehnologice.

Ca urmare, materialele termoizolatoare sînt indispensabile în industria materialelor refractare.

Necesarul de produse termoizolatoare fiind din ce în ce mai mare, s-a cercetat şi elaborat o tehnologie de fabricaţie a produselor termozolatoare prin presare semiuscată.

Lucrarea prezintă experimentările efectuate şi rezultatele obţinute pentru realizarea unor produse termoizolatoare cu densitatea aparentă de max. 1,4 g/cm³, care se utilizează la înzidirea agregatelor termice cu temperaturi maxime de regim de 1250°C şi atmosferă de lucru oxidantă şi neutră.

Experimentările s-au axat în principal pe folosirea următoarelor materii prime:

— mortar MD. 77 — conform STAS 134/1-88;
— argilă Viezuroiu — conform STAS 3411/71;
— făină de lemn — conform STAS 5086.

În fază de laborator, pentru stabilirea compoziţiei optime de fabricaţie a produselor termoizolatoare, s-a elaborat un număr de cinci compoziţii în care s-au variat procentele de degresant, de liant şi de adaos combustibil.

Se ştie că cea mai rezistentă structură pentru produsele uşoare presate semiuscat o asigură folosirea unui adaos combustibil cu granulaţie grosieră şi un component refractar fin măcinat [1]—[3].

Ţinînd seamă de aceste considerente, compoziţiile şi materiile prime au fost astfel alese şi calculate încît produsul finit obţinut să se încadreze în următoarele limite (tab. 1):

— conţinutul de Al_2O_3 — 40—45%;
— conţinutul de Fe_2O_3 — 2,5—3%;
— densitatea aparentă — 1,3—1,4 g/cm³;
— rezistenţa la compresiune — 25—30 kgf/cm².

Tabelul 1

Compoziţiile chimice ale materiilor prime

Constituenţi oxidici, %	MD77	Argilă de Viezuroiu
Al_2O_3	41,50	26,70
Fe_2O_3	2,99	2,19
P.C.	4	8,70

Actualmente este cunoscută tehnologia de presare semiuscată pentru produse termoizolatoare care foloseşte ca adaos combustibil cocsul metalurgic [4], indicîndu-se o compoziţie granulometrică de 3 mm care îmbunătăţeşte structura, făcînd să crească rezistenţa produsului.

Din aceste considerente s-a folosit argila de Viezuroiu sub 3 mm care are ca constituent de bază pirofilitul cu impregnare cărbunoasă fină care, prin ardere împreună cu făina de lemn, conferă produsului respectiv o structură poroasă.

În compozițiile elaborate s-a variat procentul de degresant între 85 și 75%, cel de liant între 15 și 25%, iar adaosul combustibil între 15 și 17%.

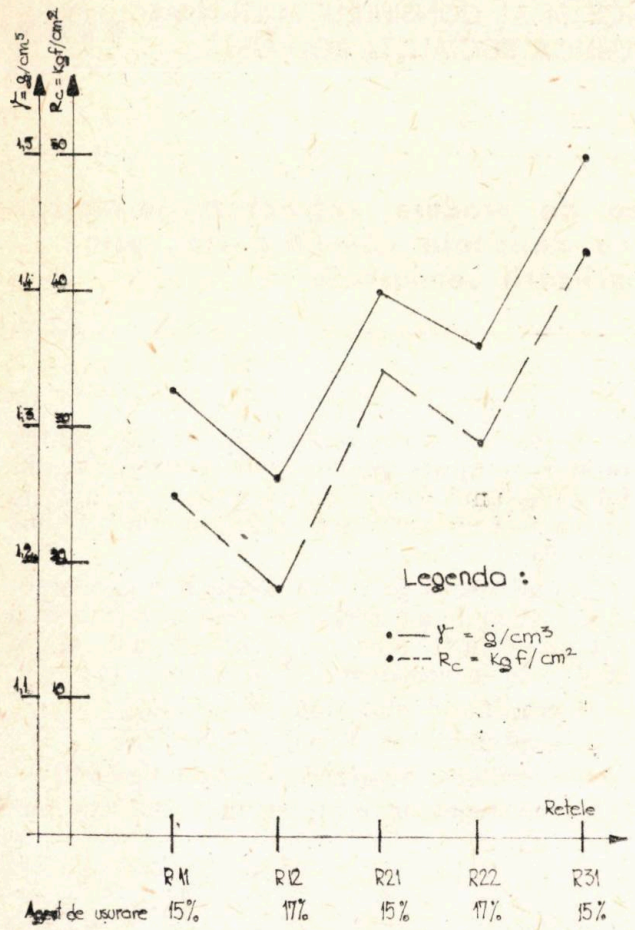


Fig. 1. Corelația dintre procentul agentului de ușurare adăugat la rezistența la compresiune și densitatea aparentă

Procentul de apă pentru fasonare a fost cuprins între 13 și 14%.

Presarea s-a efectuat la prese cu fricțiune de 120 tf.

Uscarea produselor s-a efectuat pe un uscător tunel cu trei canale, la un ciclu de uscare de 24h.

Produsele uscate au fost tratate termic pe un cuptor tunel pînă la o temperatură de 1 250°C, cu un ciclu de ardere de 142 h.

Produsele obținute au fost caracterizate din punct de vedere fizico-chimic și mecanic (tab. 2).

Corelația dintre procentul agentului de ușurare adăugat la rezistența la compresiune și densitatea aparentă s-a pus în evidență în figura 1.

Tabelul 2

Caracteristicile produsului finit obținut

Caracteristicile	Unitatea de măsură	Valoarea
Densitatea aparentă	g/cm^3	1,3—1,4
Rezistența la compresiune	kg/cm^2	35—40
Conductivitatea termică la 800°C	$\frac{kcal}{mm \cdot h°C}$	0,380—0,385
Compoziția chimică:		
Al_2O_3	%	46,88—47,01
Fe_2O_3	%	2,79— 2,99

Compoziția R.21 prezintă caracteristici comparabile cu produsele de referință.

S-au realizat loturi de produse industriale pe această rețetă.

Produsele obținute au fost testate pe cuptoare de recoacere a anozilor și pe cuptoare de revenire, cu rezultate bune.

Concluzii

Pe baza experimentărilor efectuate se pot trage următoarele concluzii :

— Se pot obține produse refractare termoizolatoare cu o densitate de 1,3—1,4 g/cm^3 pentru înzidirea agregatelor termice cu temperaturi de regim de 1 250°C și atmosferă oxidantă și neutră.

— Produsul se poate obține din materii prime din producție proprie.

— Metoda de presare semiuscată a produselor termoizolatoare este una din metodele progresive, la aplicarea ei crescînd productivitatea și reducîndu-se efortul fizic.

BIBLIOGRAFIE

[1] În: Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 5, 1983, p. 43; nr. 2, 1982, p. 15—17; nr. 5, 1975, p. 52; nr. 9, 1975, p. 73.

Ing. S. M. Malearic ICEM

Cercetări privind îmbunătățirea calității cilindrilor de laminor cu crustă dură și structură indefinită, turnați în sistem duplex, utilizați pe caja finisoare la laminarea benzilor la cald

CZ: 621.771.07

Procesul laminării benzilor la cald este un proces foarte complex, a cărui bună desfășurare este în funcție de calitatea cilindrilor utilizați și de modul în care aceștia sînt exploatați.

Calitatea cilindrilor de laminor cu crustă dură și structură indefinită, turnați în sistem duplex, este asigurată prin stăpînirea unui complex de procese fizico-chimice și termofizice care au loc în timpul umplerii formei cu aliaj lichid, precum și în timpul solidificării acestuia.

O etapă determinantă în procesul tehnologic de fabricație a cilindrilor de laminor prin turnare o constituie solidificarea, etapă care, prin procesele termice care au loc în aliajul lichid, în crusta solidificată și în formă, are un rol determinant în structura proprietăților mecanice și de exploatare.

Structura de solidificare este determinată de compoziția chimică a aliajului, de viteza de solidificare, precum și de gradientul termic din peretele piesei turnate (acest gradient termic stă la baza apariției celui mai frecvent defect de fabricație — crăpăturile la cald).

La turnarea cilindrilor de laminor Ø750 × × 1740 mm cu crustă dură și structură indefinită, fonta primară utilizată are aproximativ următoarea compoziție chimică: 3,3% C; 1,1% Si; 0,5% Mn; 0,280% P; 0,05% S; 1,35% Cr; 3,4% Ni; 0,35 % Mo.

Pentru ca efortul datorat tensiunilor termice și presiunii metalostatice a coloanei de aliaj lichid asupra crustei solidificate să nu depășească rezistența medie admisibilă corespunzătoare atît compoziției chimice a fontei primare cît și temperaturii la care se găsește crusta solidificată, din calcule a reieșit că temperatura de preîncălzire a cochilei trebuie să fie de minimum 150°C. După aproximativ 1300 s, o dată cu apariția interstițiului piesă-formă, valoarea gradientului termic în crusta solidificată va scădea sensibil, dispărînd astfel pericolul apariției crăpăturilor la cald datorate tensiunilor termice.

Pentru determinarea influenței vitezei de solidificare asupra durității crustei de lucru a cilindrului s-a folosit cochila prezentată în figura 1.

După umplerea completă a formei, s-a cronometrat timpul scurs pînă cînd temperatura în axul probei a atins valoarea temperaturii medii de solidificare, calculată în funcție de compoziția chimică a fontei primare. Pe proba astfel obținută s-au făcut măsurători pentru determinarea durității Brinell. În acest scop, s-au făcut măsurători din 20 în 20 mm, începînd de la baza probei pe două generatoare diametral opuse, aflate într-un plan perpendicular pe planul de amplasare a termocuplurilor (tab. 1).

Din calculele efectuate rezultă că, pentru o preîncălzire a cochilei la 150°C, timpul de solidificare a crustei dure cu grosimea de 50 mm, din fontă primară, este de 300 s, ceea ce corespunde unei viteze de solidificare de ~ 0,162 mm crustă solidificată. După cum se vede în tabelul 1, la o viteză de 0,163 mm cruste solidificate/s se poate obține o duritate medie de 515 *HB*'.

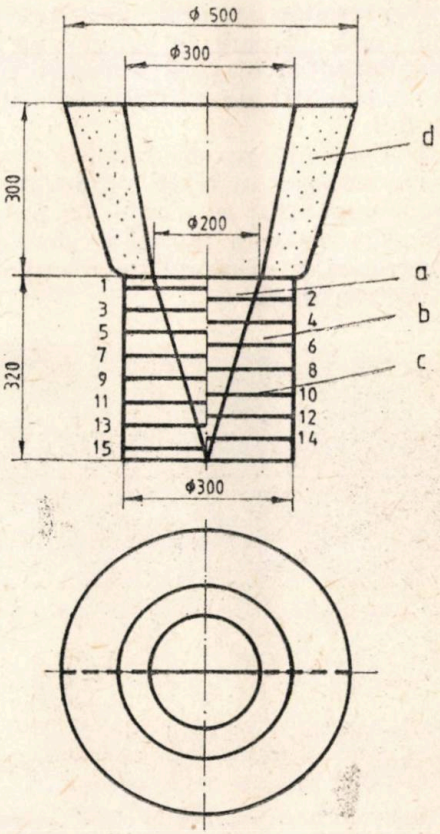


Fig. 1. Cochilă pentru determinarea experimentală a influenței vitezei de solidificare asupra durității: *a* — probă; *b* — cochilă; *c* — termocuplu de imersie; *d* — maselotieră

Tabelul 1

uența vitezei de solidificare asupra durității crustei de lucru a cilindrului

Grosimea pe probă, mm	Grosimea pe cochilă, mm	Timpul de solidificare, s	Viteza de solidificare, mm (crustă solidificată/s)	Duritatea, *HB*
93,75	56,25	673	0,139	496
87,50	62,50	596	0,147	498
81,25	68,75	527	0,155	505
75,00	75,00	459	0,163	515
68,75	81,25	399	0,171	527
62,50	87,50	346	0,180	528
56,25	93,75	295	0,190	534
50,00	100,00	252	0,198	542
43,75	106,25	208	0,210	545
37,50	112,50	172	0,218	549
31,25	118,75	137	0,228	553
25,00	125,00	103	0,247	560
18,75	131,25	71	0,264	569
12,50	137,50	43	0,290	578
6,25	143,75	19	0,328	603

La aceeași compoziție chimică a fontei, o duritate sporită se poate obține prin mărirea vitezei de solidificare, aceasta realizîndu-se prin diminuarea temperaturii de preîncălzire a cochilei. Dar, așa cum s-a arătat mai sus, aceasta ar duce la o creștere substanțială a riscului apariției crăpăturilor la cald. Se apreciază că, folosind fontă primară cu compoziția indicată mai sus, duritatea maximă a tăbliei cilindrului turnat în condiții de maximă securitate este de 515 *HB*.

Pentru determinarea modului de propagare a fisurilor care apar în tăblia cilindrului la solidificare, comparativ cu modul de propagare a fisurilor care apar în timpul exploatării, s-au făcut cercetări cu ajutorul microscopului electronic de transmisie.

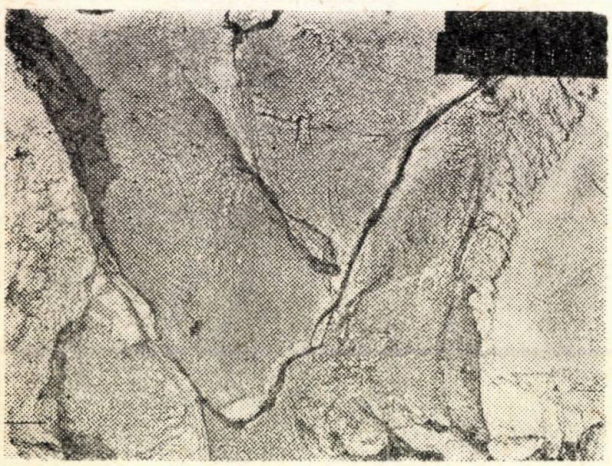


Fig. 2. Replică × 2000; rupere prin clivaj; suprafețe plane, curate, acoperite de mici striațiuni; liniile vizibile sînt datorate alunecării în trepte, pe plane paralele, favorabil orientate, fenomen care determină apariția unor noi suprafețe libere

Probele cercetate au fost prelevate din zona tăbliei fisurate la solidificare, precum și din zonele în care au apărut fisuri sau ruperi în timpul exploatării ca urmare a suprasolicitării

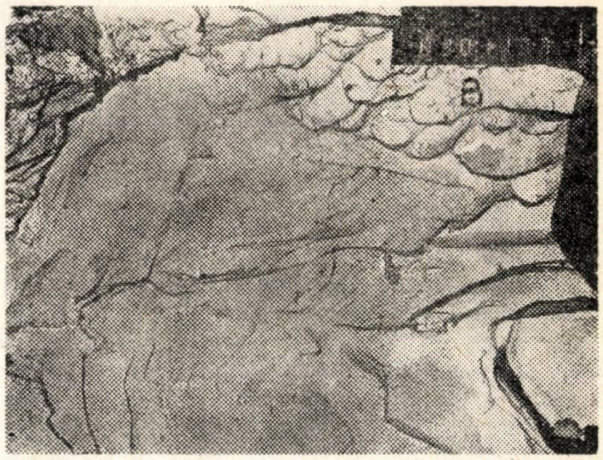


Fig. 3. Replică × 8 300; rupere transgranulară prin clivaj pe suprafețe netede, combinată cu coalescența golurilor (*A* și *B*)

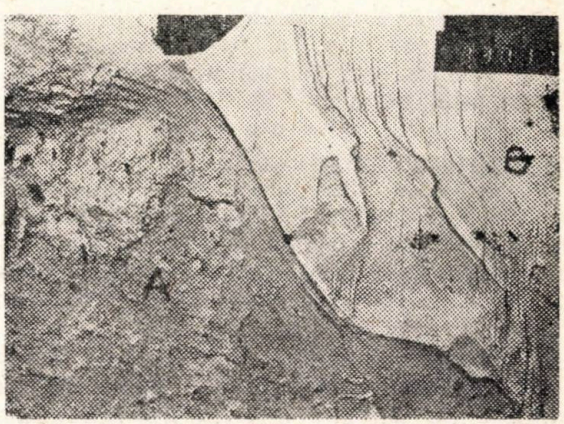


Fig. 4. Rupere intergranulară pe două faze adiacente: *A* — rupere prin cvasiclivaj; *B* — plachete paralele care pătrund în matrice sugerînd ruperea perlitei

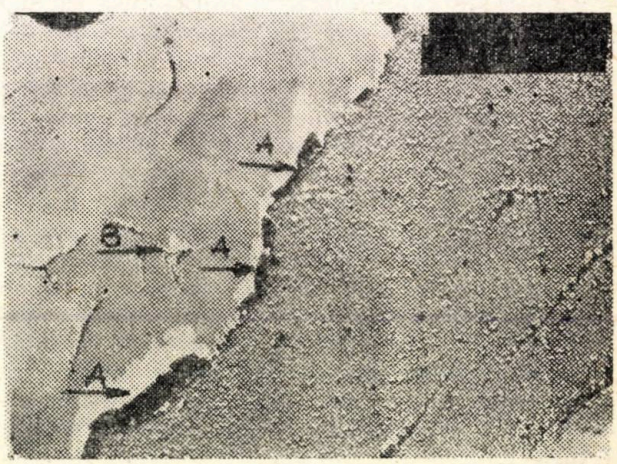


Fig. 5. Replică × 5 000; rupere prin smulgere pe fațete cu defecte; decoeziuni la limita de grăunte (*A*) și cruste ramificate în grăunte (*B*)

mecanice și termice (șoc termic) a cilindrului. Cercetările s-au făcut pe replici de carbon umbrite cu WO_3, punînd în evidență aspectele prezentate în figurile 1—9.

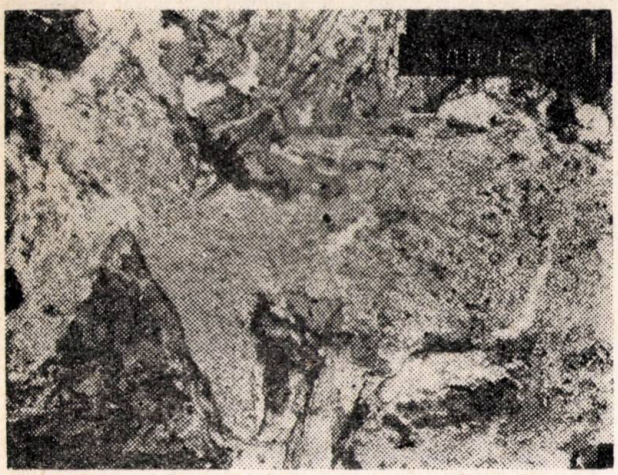


Fig. 6. Replică × 5 000; eutectic fosforos; precipitate de $Fe_3P + Fe_2P$ în axul longitudinal al grăuntelui

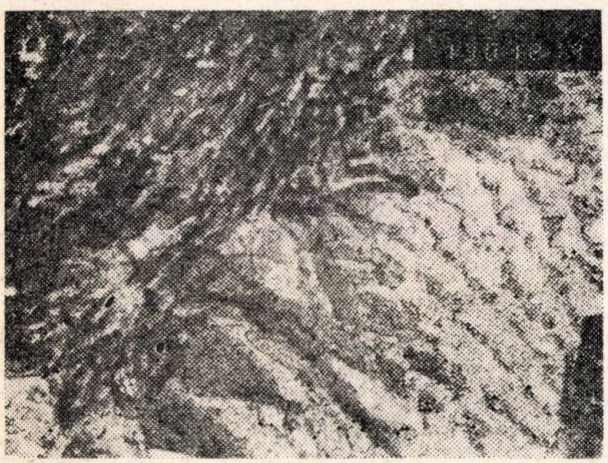


Fig. 7. Replică × 13 000; eutectic fosforos la limita unor grăunți de carburi complexe

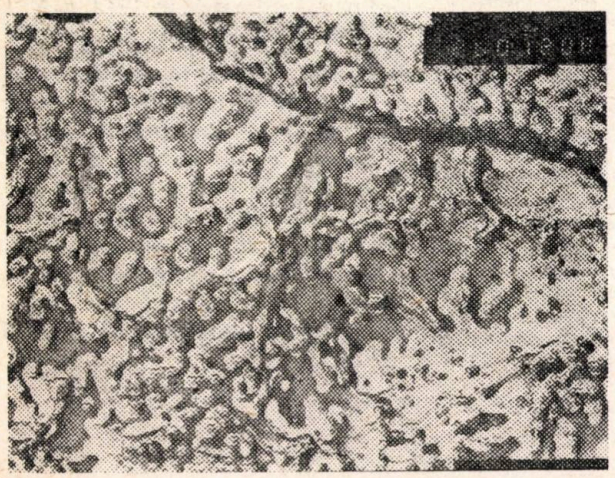


Fig. 8. Replică × 26 000; eutectic fosforos în zona de rupere

Fig. 9. Replică × 50 000; eutectic fosforos în zona de rupere; precipitate de $Fe_3P + Fe_2P$ în planul perpendicular pe axul longitudinal al grăuntelui

Din analiza probelor din tăblia cilindrului în zona fisurată în timpul exploatării, rezultă că suprafețele analizate se caracterizează printr-o rupere transcristalină. Mecanismul ruperii s-a produs prin clivaj, prin coalescența microgolurilor și prin smulgere. Smulgerea, ca mecanism de rupere transgranular, este un tip local de fractură care apare ca discontinuitate în propagarea fisurii într-un alt mecanism de rupere, în special atunci cînd regiuni mici se rup prin curgere plastică.

Examinarea probelor prelevate din zone ale tăbliilor fisurate la solidificare a pus în evidență faptul că fractura are loc prin apariția și propagarea fisurilor la limitele grăunților. Aceste fisuri pot apărea atît pe limitele grăunților corespunzători structurii primare de solidificare, caz în care suprafețele de rupere sînt foarte netede, cît și pe limitele grăunților care rezultă în urma transformărilor structurale în stare solidă. În general, aceste ruperi se propagă prin zonele de precipitare a unor particule de fază secundară în limitele grăunților (carburi și eutectic fosforos).

Ruperea nu se propagă numai de-a lungul limitelor de grăunte, ci crește local prin clivaj în grăunții vecini. De asemenea, în zone învecinate s-au evidențiat aspecte ale ruperii transgranulare prin coalescența microgolurilor.

Fosforul, fără a fi factorul determinant în apariția crăpăturilor la cald, prin formarea eutecticului său cu fierul și separarea acestuia la limite de grăunte, creează o zonă de minimă rezistență a crustei solidificate aflată la o temperatură imediat inferioară temperaturii de solidificare.

Experimental, la un număr de 15 cilindri (Ø 750 × 1740 mm) cu crustă dură și structură indefinită, turnați în sistem duplex, s-a efectuat alierea fontei primare cu bor, al cărui conținut a fost cuprins între 0,05 și 0,08%B. S-a

obținut o finisare accentuată a structurii crustei solidificate din fontă primară. Nu s-au observat modificări în structura fontei secundare. Duritatea tăbliei cilindrilor a cunoscut o creștere sensibilă (cca 2 *HB* pentru fiecare 0,01%B), iar căderea de duritate pe adîncimea crustei solidificate din fontă primară s-a diminuat simțitor față de căderea de duritate obținută la cilindrii turnați fără bor. Creșterea durității tăbliei s-a realizat fără a se înregistra o înrăutățire a prelucrabilității.

BIBLIOGRAFIE

[1] Piwowarski, E. *Fonte de înaltă calitate.* București, Ed. Tehnică, 1967.

[2] Efimov, V.A. *Turnarea și cristalizarea oțelurilor.* București, Ed. Tehnică, 1980.

[3] Pițigoi, B. *Răcirea controlată a cilindrilor de laminor.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 9, 1982.

[4] Isbășescu, I. *Îndrumar de formule, diagrame, nomograme pentru termotehnică.* București, Ed. Tehnică, 1987.

[5] Metals Handbook. *Fractography and Atlas of Fractographs,* American Foundrymen's Society, Des Paines, vol. 9, Illinois, 1986.

REVISTA REVISTELOR

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 24, 1988

Raport privind ziua siderurgiștilor, 1988, p. 1163 — Din activitatea Uniunii siderurgiștilor din R.F.G., p. 1175 — Competitivitatea bazată pe asociații în domeniul metalurgiei și al construcțiilor de instalații, p. 1175 — Stresul — o problemă a societății actuale, p. 1191 — Cuplaje de siguranță — importanța preciziei deconectării din punctul de vedere al economiei în exploatare, p. 1203 — Automatizarea laboratoarelor pentru industria metalurgică, p. 1211 — Noul laminor preliminar pentru benzi la cald al uzinelor de oțel superior Edelstahlwerke Buderus AG, p. 1215 — Laminorul Steckel modernizat al firmei Nippon Metal Industry, p. 1219 — Conjunctura mondială a anului 1988 a fost favorabilă, p. 1221.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 25/26, 1988

Europa — viziune și realitate, p. 1225 — Măsuri pentru reducerea zgomotului într-o hală de producție, p. 1231 — Reproductibilitatea procesului de deformare, p. 1237 — Determinarea filmului de ulei de pe tablă cu un dispozitiv de prelevare a probelor mobil și prin spectrometrie-IR, p. 1243 — Sesiunea de toamnă — ECCA (Asociația Europeană de Acoperire a Benzilor) 1988 din Bruxelles, p. 1247 — Calcularea conductelor în T, p. 1249 — Încercări de mecanica ruperii asupra oțelului S 52—3 pentru determinarea influenței stării de tensiune, p. 1253 — Seminarul de feroaliaje „Utilizarea feroaliajelor granulate", p. 1261 — Acțiunea de împiedicare a oxidării adaosurilor de metal din materialele refractare cu conținut de carbon, p. 1263.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 8, 1988

Mecanizarea prelevării probelor și determinarea compoziției granulometrice a aglomeratului de schip, p. 21 — Influența consumului de aer insuflat asupra desfășurării elaborării fontei în furnalul de 5000 m³ de la combinatul Krivorojstal, p. 22 — Schimbul de căldură în cazul influenței fontei lichide asupra elementului de răcire din cupru, p. 23 — Cărucior de montaj pentru înlocuirea de agregate la dispozitivele de încărcare a furnalelor, p. 24 — Procedeu de control al solicitărilor transmise cuptorului rotativ, p. 25 — Influența densității în vrac a deșeurilor de metal asupra indicatorilor tehnologici ai elaborării oțelurilor în convertizoare, p. 28 — Asimilarea tehnologiei de fabricație a oțelului rapid nitrurat în cuptoare electrice cu arc cu plasmă, p. 28 — Experiența reconstrucției cuptoarelor electrice cu arc pentru elaborarea oțelului în cuptoare cu plasmă, p. 29 — Protecția cu argon a metalului la turnarea prin sifon a lingourilor, p. 30 — Turnarea lingourilor pentru tablă din oțel rezistent la coroziune sub amestecuri exoterme cu temperatură înaltă de autoaprindere, p. 31 — Îmbunătățirea calității oțelului pentru bandaje de roți prin optimizarea adaosurilor de dezoxidanți complecși cu conținut de titan, p. 32 — Reducerea consumului de metal la profilurile îndoite ca urmare a durificării prin deformare, p. 36 — Durificarea termică prin contact electric a cilindrilor de laminor din fontă, p. 37 — Asimilarea producției de țevi pătrate pentru mașinile agricole de prelucrat pămîntul, p. 38 — Exploatarea instalației experimentale de control cu ultrasunete a capetelor de șină, p. 40.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 9, 1988

Încercări ale ciurului stivuitor cu role de trei produse pentru peletele brute, p. 21 — Îmbunătățirea eficienței elaborării fontei în furnal, p. 22 — Metode de căptușire a agregatelor metalurgice, p. 24 — Cercetarea eficienței de utilizare a fontei defosforate la afinarea în convertizoarele cu oxigen, p. 25 — Afinarea fontei arsenioase-fosforoase în convertizoare de mare capacitate, p. 27 — Influența factorilor tehnologici asupra conținutului de azot în oțelul de convertizor, p. 28 — Tratarea cu argon a metalului introdus în oală, prin închizătorul cu sertar, p. 29 — Utilizarea amestecurilor termoizolatoare fără grafit la turnarea oțelului, p. 30 — Perfecționarea construcției lăncii de suflare pentru convertizoarele de 160 t, p. 31 — Calitatea tablei laminate din oțel slab aliat, p. 35 — Sistem de comandă a foarfecelor volatile și tăierea fără resturi a laminatelor pe bază de microcalculatoare, p. 36 — Asimilarea procedeului de laminare cu role în două rînduri, p. 37 — Utilaj nou pentru linia în flux de tratament termic al rezervoarelor pentru automobile, p. 39 — Tăierea mecanizată a benzilor de oțel pentru ambalaj și a sîrmei, p. 40 — Îmbunătățirea eficienței activității sectorului de exfoliere abrazivă, p. 41.

Ing. E. Berceanu,
ing. I. Butnariu
Institutul Politehnic București
și ing. C. T. Mustață
I.C.E.D.B.

Aspecte termodinamice și tehnologice la elaborarea oțelurilor în cuptorul electric cu arc

CZ: 669.18: 621.365.2

Procesele fizico-chimice care au loc în timpul elaborării oțelului, avînd în vedere sistemul pluricomponent în care se desfășoară, sînt complexe, parametrii tehnologici intercondiționîndu-se reciproc și variind în timp.

Lucrarea își propune să analizeze unele aspecte termodinamice și tehnologice privind elaborarea oțelului în cuptorul electric cu arc, în condițiile insuflării oxigenului gazos la topire și afinare. Această tehnologie este pe cale de generalizare în oțelăriile electrice. Scopul lucrării este acela de a stabili conjunctura cinetică și termodinamică în care au loc decarburarea, oxidarea și regenerarea unor elemente de aliere, cu precădere cromul.

Desfășurarea acestor procese este dependentă de o serie de parametri tehnici și tehnologici, cum ar fi: compoziția chimică a băii metalice, temperatura, potențialul de oxigen la frontul de reacție, debitul și presiunea oxigenului insuflat, hidrodinamica jetului etc.

Condiții experimentale

Experimentările s-au efectuat în condiții industriale pe cuptoare electrice cu arc cu capacități de 50 t, elaborîndu-se oțel de rulmenți mărcile RUL 1 și RUL 2.

Aceste oțeluri sînt caracterizate, din punct de vedere al compoziției chimice, prin conținutul relativ ridicat de carbon și mangan și prin alierea cu crom între limitele 1,30 și 1,65% (tab. 1).

Încărcătura metalică a fost constituită din deșeuri de oțel slab aliat de proveniență cunoscută, pregătit în prealabil, cu compoziția chimică conform normelor tehnologice de lucru.

Tabelul 1

Compoziția chimică a oțelurilor de rulmenți marca RUL 1 și RUL 2, %

Oțelul \ Elementul	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu
RUL1	0,95 1,10	0,20 0,45	0,17 0,37	max. 0,027	max. 0,020	1,30 1,65	max. 0,30	max. 0,25
RUL2	0,95 1,10	0,90 1,20	0,40 0,65	max. 0,027	max. 0,020	1,30 1,65	max. 0,30	max. 0,25

Topirea a decurs în condiții normale, iar în partea finală a acestei perioade, în baia metalică s-a insuflat oxigen în vederea scurtării duratei șarjei, a creșterii temperaturii băii și a desprinderii eventualelor bucăți de fier vechi netopit, rămas pe părțile înclinate ale vetrei.

Insuflarea oxigenului s-a făcut cu țeavă consumabilă de Ø = 25,4 mm, la presiuni variind între 4 și 10 at și debite de 15—25 $Nm^3/h \cdot t$, în etape de trei-opt minute fiecare.

În funcție de natura încărcăturii, temperatura a avut valori cuprinse între limitele 1565 și 1580°C, iar compoziția chimică a băii metalice a variat în limite destul de restrînse, și anume:

— variația conținutului de carbon la topire: $[\% C]_t = 1{,}50 - 1{,}90\%$;
— variația conținutului de crom la topire: $[\% Cr]_t = 0{,}60 - 0{,}82\%$;
— variația conținutului de carbon oxidat: $\Delta[\% C] = 0{,}035 - 0{,}09\%$.

În cursul afinării s-a continuat insuflarea oxigenului, dar de data aceasta în etape de pînă la cinci minute, astfel încît să se mențină temperatura în limitele admise tehnologic.

La analiza procesului de decarburare și a celui de oxidare-regenerare a cromului, în ceea ce privește conducerea acestora și evaluarea calității lor, s-a folosit metoda statistică de corelație și regresie. Forma ecuațiilor stabilite pentru cele două funcții tehnologice de proces este:

$$X_i = f(T, [\% C], [\% Cr], D_0, P_0, \Delta[\% C]) \quad (1)$$

unde:

X_i — este funcția de proces (viteza de decarburare, % C/min, respectiv oxidarea-regenerarea cromului, %);
T — temperatura băii metalice, °C;
$[\% C]$ — conținutul de carbon al băii metalice, %;
$[\% Cr]$ — conținutul de crom al băii metalice, %;
D_0 — debitul de oxigen insuflat, $m^3N/h \cdot t$;
P_0 — presiunea oxigenului insuflat, at;
$\Delta[\% C]$ — variația conținutului de carbon, %, fiind calculate din datele primare de șarjă cu ajutorul relațiilor:

— viteza de decarburare :

$$V_c = -\frac{d[\%\,C]}{dt} = \frac{\Delta[\%\,C]}{dt},\ \%C/min \qquad (2)$$

— oxidarea-regenerarea cromului :

$$A_{[Cr]} = (R_{[Cr]}) = \frac{[\%\,Cr]_i - [\%\,Cr]_{i+1}}{[\%\,Cr]_i} \times 100,\ \% \qquad (3)$$

unde :

$\Delta[\%\,C]$ este variaţia conţinutului de carbon în intervalul de timp dintre prelevarea a două probe consecutive, %;

dt — durata unei perioade de timp dintre prelevarea a două probe consecutive, min;

$[\%\,Cr]_i$ — conţinutul de crom al probei i, %;

$[\%\,Cr]_{i+1}$ — conţinutul de crom al probei $i+1$, %.

Tabelul 2

Influenţa diferiţilor parametri tehnologici asupra funcţiei de proces

Etapa	Funcţia de proces	T	[%C]	[%Cr]	D_c	P_c	Δ[%C]
1	V_c	13,72	0,36	32,08	20,02	13,20	20,65
	$A_{[Cr]}$	19,65	24,70	15,97	0,70	7,75	31,25
2	V_c	15,54	0,16	7,13	23,94	40,0	14,25
	$A_{[Cr]}$	2,80	2,21	48,51	1,79	35,40	9,22
3	V_c	44,33	31,63	3,40	1,95	16,02	2,65
	$R_{[Cr]}$	49,77	0,42	15,35	25,47	0,20	8,80
4	V_c	84,54	7,53	0,55	5,81	15,70	$85{,}7\cdot10^{-4}$
	$R_{[Cr]}$	34,87	0,46	18,51	35,54	2,85	7,77

Puterea de intercondiţionare reciprocă a diferiţilor parametri luaţi în studiu este dată de aşanumiţii coeficienţi de pondere, exprimaţi în procente (tab. 2).

Volumul de selecţie pentru studiul efectuat a fost de 15 şarje rezultate dintr-un număr mai mare de şarje, în urma eliminării celor ce prezentau abateri medii pătratice mari ale valorilor parametrilor analizaţi. Astfel, valorile fiecărui parametru se încadrează sub un clopot Gauss, admiţînd o abatere de la valoarea medie de $\sigma = \pm 2 - 3$ (σ — abaterea medie pătratică).

Potrivit teoriei lui H. Schenk, F. Oeters şi a lui L. von Bogdandy, procesul de decarburare pe ntreaga perioadă de elaborare nu poate fi descris de o singură ecuaţie care să aibă un caracter unitar pe tot parcursul decarburării, el fiind privit ca un proces de transport al atomilor de [O] şi [C] în zona de reacţie, viteza cea mai lentă a curenţilor de transport determinînd viteza globală a procesului.

Rezultate experimentale

Studierea regimului carbonului şi cromului s-a făcut defalcat în patru etape. O primă etapă este cea de amorsare a reacţiei dintre carbon şi oxigen, urmată apoi de o etapă în care viteza de oxidare creşte şi atinge un maxim într-o a treia etapă.

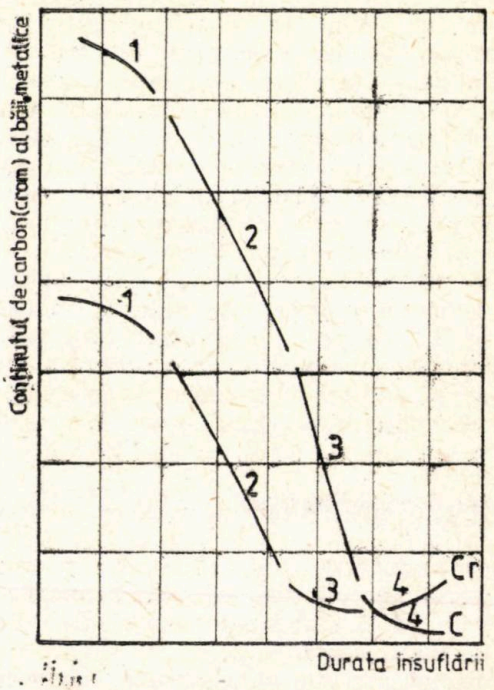


Fig. 1. Alura curbelor de variaţie a conţinutului de carbon şi crom în timpul insuflării oxigenului

În ultima etapă, cea de-a patra, viteza reacţiei de oxidare a carbonului scade progresiv, ajungînd la un moment dat să se menţină relativ constantă. În figura 1 este prezentată alura curbei de variaţie a conţinutului de carbon şi crom în timpul insuflării oxigenului în baia metalică. Se poate observa că, în primele două etape, curbele au variaţii asemănătoare după care, în etapa a treia şi a patra, acestea diferă.

În urma prelucrării statistice a datelor primare de şarjă s-au obţinut ecuaţii de regresie ale căror valori sînt trecute în tabelul 3.

Analiza ecuaţiei vitezei de decarburare din etapa 1 (tab. 2) scoate în evidenţă influenţa importantă pe care o are alimentarea băii metalice cu oxigen (debitul de oxigen), cunoscut fiind faptul că, în această etapă, se amorsează reacţia de oxidare a carbonului.

Tabelu

Ecuațiile de regresie obținute în urma prelucrării statistice a datelor primare de șarjă

Etapa	Funcția de proces	Ecuația de regresie	Eroarea de estimare	Coeficientul de corelație multiplă
1	V_o	$V_o \times 10^4 = -463{,}27 + 0{,}27 \cdot T + 1{,}8 \cdot [\%C] - 32{,}6 \cdot [\%Cr] + 5{,}01 \cdot D_\theta + 3{,}14 \cdot P_\theta + 78{,}6 \cdot \Delta[\%C]$	$\pm 1{,}99 \times 10^{-4}$	0,973
	$A_{[Cr]}$	$A_{[Cr]} = 10{,}79 - 0{,}0045 \cdot T - 0{,}24 \cdot [\%C] + 0{,}25 \cdot [\%Cr] - 0{,}1 \cdot D_\theta - 0{,}3 \cdot P_\theta - 1{,}43 \cdot \Delta[\%C]$	$\pm 0{,}027$	0,970
2	V_o	$V_o \times 10^4 = -116{,}62 + 0{,}095 \cdot T + 0{,}43 \cdot [\%C] - 5{,}53 \cdot [\%Cr] + 1{,}12 \cdot D_\theta + 3{,}37 \cdot P_\theta + 30{,}72 \cdot \Delta[\%C]$	$\pm 1{,}03 \cdot 10^{-4}$	0,956
	$A_{[Cr]}$	$A_{[Cr]} = 29{,}55 - 0{,}012 \cdot T - 0{,}53 \cdot [\%C] + 8{,}39 \cdot [\%Cr] - 0{,}089 \cdot D_\theta - 1{,}17 \cdot P_\theta - 8{,}08 \cdot \Delta[\%C]$	$\pm 0{,}287$	0,976
3	V_o	$V_o \times 10^4 = -75{,}57 + 0{,}11 \cdot T + 7{,}38 \cdot [\%C] - 2{,}81 \cdot [\%Cr] + 0{,}18 \cdot D_\theta + 1{,}53 \cdot P_\theta + 2{,}93 \cdot \Delta[\%C]$	$\pm 0{,}92 \cdot 10^{-4}$	0,933
	$R_{[Cr]}$	$R_{[Cr]} = 33{,}98 - 0{,}02 \cdot T - 0{,}083 \cdot [\%C] - 0{,}75 \cdot [\%Cr] - 0{,}094 \cdot D_\theta - 0{,}018 \cdot P_\theta - 0{,}63 \cdot \Delta[\%C]$	$\pm 0{,}081$	0,961
4	V_o	$V_o \times 10^4 = -659{,}31 + 0{,}43 \cdot T + 9{,}69 \cdot [\%C] - 1{,}51 \cdot [\%Cr] + 1{,}45 \cdot D_\theta + 1{,}85 \cdot P_\theta + 0{,}76 \cdot \Delta[\%C]$	$\pm 3{,}8 \cdot 10^{-4}$	0,831
	$R_{[Cr]}$	$R_{[Cr]} = 24{,}08 - 0{,}012 \cdot T - 0{,}1 \cdot [\%C] - 0{,}44 \cdot [\%Cr] - 0{,}19 \cdot D_\theta - 0{,}11 \cdot P_\theta - 1{,}01 \cdot \Delta[\%C]$	$\pm 0{,}09$	0,945

La insuflarea oxigenului în baia metalică are loc, sub acțiunea energiei cinetice a jetului, descompunerea acestuia la impactul cu metalul, într-un număr mare de bule de diferite dimensiuni și atomi de oxigen. Oxidarea carbonului are loc numai pe suprafața delimitată de oxigenul gazos și baia metalică, aici creîndu-se o temperatură înaltă și un potențial de oxigen ridicat.

În această conjunctură, se oxidează concomitent toate elementele însoțitoare proporțional cu concentrația și afinitatea lor față de oxigen, iar gradul de asimilare a oxigenului este în legătură directă cu aspecte legate de hidrodinamica jetului.

Oxidarea carbonului și cromului în baia metalică are loc conform următorului mecanism [9]:

$$2\,Cr_{(l)} + \frac{3}{2}O_{2(g)} \rightarrow Cr_2O_{3\,(s)} \qquad (4)$$

$$C_{(grafit)} + \frac{1}{2}O_{2(g)} \rightarrow CO \qquad (5)$$

$$C_{(grafit)} \rightarrow [\%\,C] \qquad (6)$$

$$Cr_{(s)} \rightarrow [\%\,Cr] \qquad (7)$$

Valorile activității carbonului și cromului în sistemul pluricomponent al topiturii metalice sînt influențate de prezența celorlalte elemente din sistem, motiv pentru care trebuie să fie luați în seamă, în calculul coeficientului de activitate, parametrii de interacțiune dați de relațiile:

$$a_{[E_1]} = f_{[E_1]} \cdot [\%\,E_1] \qquad (8)$$

$$\lg f_{[E_1]} = e_{E_1}^{E_1} \cdot [\%\,E_1] + e_{E_1}^{E_2} \cdot [\%\,E_2] + \ldots e_{E_1}^{E_i} \cdot [\%\,E_i] \qquad (9)$$

în care:

$a_{[E_1]}$ este activitatea elementului E_1;
$f_{[E_1]}$ — coeficientul de activitate al elementului E_1;
$[\%\,E_i]$ — concentrația procentuală a elementului E_i;
$e_{E_1}^{E_i}$ — parametrul de interacțiune a elementului E_i cu elementul E_1.

Reacția de oxidare a cromului este o reacție puternic exotermă și, ca atare, creșterea temperaturii băii metalice defavorizează desfășurarea sa.

Temperatura relativ scăzută de la sfîrșitul topirii și începutul afinării creează condiții favorabile pentru oxidarea cromului.

Analiza comparativă a entalpiei libere standard de formare a oxizilor celor două elemente carbon și crom arată că, pînă la temperatura de 1 240°C (în cazul în care nu se ține seamă de influența celorlalte elemente existente în sistem), are loc oxidarea cromului, după care începe oxidarea carbonului. Afinitatea față de oxigen a celor două elemente variază (fig. 2).

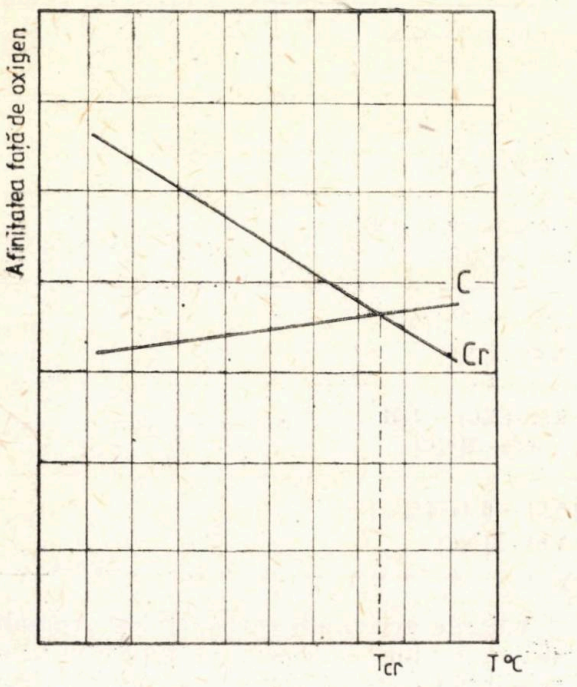


Fig. 2. Variația afinității carbonului și cromului față de oxigen, în funcție de temperatură

În realitate însă, în funcție de activitatea elementelor din sistem, valorile entalpiilor libere variază după relația :

$$\Delta G = \Delta G^\circ - RT \ln P_{O_2} + 2RT \ln \frac{a Me_xO_2}{a_{Me}} \qquad (10)$$

unde :

ΔG este variația energiei libere ;

ΔG° — variația energiei libere standard ;

R — constanta universală a gazelor ;

T — temperatura ;

P_{O_2} — potențialul de oxigen ;

$a_{Me_xO_2}$ — activitatea termodinamică a oxidului Me_xO_2 ;

aMe — activitatea termodinamică a elementului Me.

Acest lucru face ca punctul de intersecție a celor două drepte să fie deplasat spre temperaturi mai înalte.

Realizarea unei decarburări avansate fără a oxida cromul se poate face în condițiile în care cromul inițial nu depășește valoarea corespunzătoare echilibrului, la temperatura tehnologică de lucru, cu conținutul de carbon final.

Factorul determinant al vitezei de decarburare în prima etapă este considerat ca fiind alimentarea băii cu oxigen. Debitul și presiunea oxigenului au un rol important în crearea frontului de reacție și în demararea reacției de oxidare, influențînd pozitiv procesul (20,02%, respectiv 13,2%).

După amorsarea reacției de oxidare, în condițiile în care conținutul de carbon este relativ ridicat, viteza acesteia crește progresiv, fiind proporțională cu alimentarea băii metalice cu oxigen. Aceasta este cea de-a doua etapă, care se caracterizează prin creșterea vitezei de decarburare, a temperaturii și prin diminuarea arderilor de crom, valorile medii nedepășind 3,75%.

Considerațiile teoretice prezentate mai sus sînt verificate în practică, observîndu-se că intensificarea admisiei oxigenului duce la mărirea vitezei de decarburare care atinge valori de 0,009% C/min. Creșterea temperaturii în ultima parte a acestei etape duce la diminuarea arderilor de crom, datorită apropierii de echilibrul cu carbonul.

Debitul de oxigen insuflat a fost de 19—22 $Nm^3/h \cdot t$ la presiunea de 7—8 atm și a avut o pondere de influență de 23,94%, respectiv 40,0% asupra vitezei de decarburare și de 1,80%, respectiv 35,4% asupra oxidării cromului.

În etapa a treia, viteza de oxidare a carbonului atinge valoarea maximă (0,152% C/min), putîndu-se merge pe o intensificare mai pronunțată a admisiei oxigenului deoarece, atît condițiile termodinamice, cît și gradul de asimilare a acestuia o permit.

Spre deosebire de etapele anterioare, în conjunctura nou creată, ecuația de oxidare a cromului atinge echilibrul, începînd regenerarea. Această regenerare are loc datorită condițiilor termodinamice favorabile și, în special, datorită temperaturilor relativ ridicate (în zona de impact jet oxigen — baie metalică acestea ajung pînă la cca 2 000°C).

Hidrodinamica jetului are un rol important deoarece de aceasta depinde mărirea frontului de reacție, deci viteza de desfășurare a procesului. Din tabelul 3 și din analiza ecuației de regresie (tab. 2), se poate vedea modul de acțiune a diferiților parametri tehnologici asupra procesului, precum și ponderea lor de influență.

Coeficienții parametrilor analizați, din ecuațiile de regresie (tab. 2), exprimă legătura direc-

tă (coeficienţi pozitivi) sau indirectă (coeficienţi negativi) cu funcţia de proces analizată.

În ultima etapă, cea de-a patra, denumită şi „sfîrşitul oxidării carbonului", viteza de decarburare scade, ea depinzînd de conţinutul de carbon din baie conform următoarei relaţii [8]:

$$V_c = -\frac{d[\%\ C]}{dt} = \frac{A}{V} \cdot \beta \cdot \Delta[\%\ C], \quad \%\ C/min \qquad (11)$$

unde:

A este suprafaţa de reacţie, m^2;

V — volumul topiturii metalice, m^3;

β — coeficientul de transfer de masă în stratul limită;

$\Delta[\%\ C] = [\%C]_m - [\%\ C]_{f.r}$ — diferenţa dintre conţinutul mediu de carbon al băii şi conţinutul de carbon la frontul de reacţie, %.

În această situaţie, factorul determinant a vitezei de decarburare este difuzia carbonului la factorul de reacţie. Influenţa parametrilor luaţi în studiu este sensibil diferită în această etapă, comparativ cu cele precedente.

Insuflarea oxigenului se reduce pentru a nu se supraoxida baia metalică. Viteza de oxidare scade brusc, de aceea este important să se determine momentul optim de oprire a insuflării pentru a asigura în continuare un regim termic normal, evitînd supraîncălzirea şi supraoxidarea băii.

În ceea ce priveşte regenerarea cromului, aceasta are loc într-o măsură mai mare, ca urmare a creşterii temperaturii şi realizării unei conjuncturi termodinamice favorabile.

Ponderile de influenţă a factorilor luaţi în studiu sînt prezentate în tabelul 3.

Cu ajutorul ecuaţiilor de regresie din tabelul 2 s-au trasat nomogramele din figurile 3 şi 4, reprezentative pentru etapa a treia.

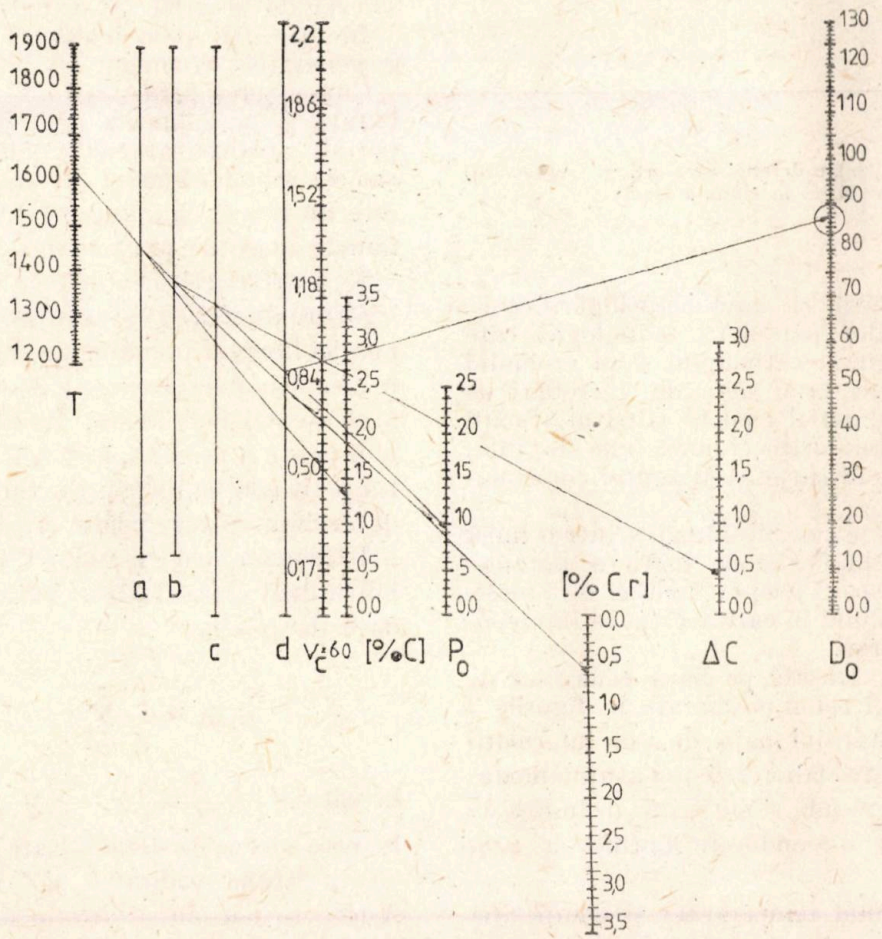


Fig. 3. Nomogramă pentru determinarea vitezei de decarburare în etapa a treia

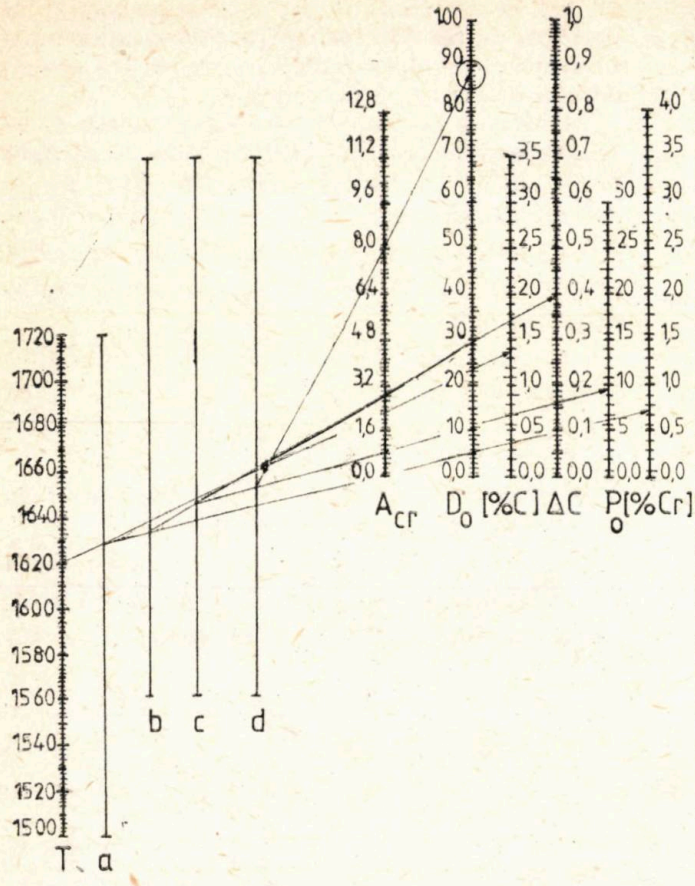


Fig. 4. Nomogramă pentru determinarea arderii (regenerării) cromului în etapa a treia

Concluzii

Studiul corelării și intercondiționării reciproce a diferiților parametri tehnologici care influențează regimul carbonului și al cromului poate da răspuns la o serie de întrebări de ordin tehnologic, astfel încît la sfîrșitul afinării să se asigure o compoziție chimică bine stabilită, un regim termic al șarjei și al zgurei corespunzător.

Acest lucru este posibil numai printr-o bună cunoaștere a tehnologiei de lucru a parametrilor care acționează asupra funcției de proces, precum și a modului în care aceștia se intercondiționează reciproc.

Nomogramele trasate pe baza ecuațiilor de regresie de tipul celor prezentate în figurile 3 și 4 prezintă avantajul major de a da informații complete celui care elaborează oțel asupra modului de acționare rapidă și eficientă, în luarea de hotărîri pentru o conducere optimă a procesului.

Astfel, cunoscînd temperatura și compoziția chimică a băii metalice la un moment dat, prin calcul grafic și utilizînd nomogramele, se poate determina debitul oxigenului care trebuie insuflat, astfel încît să se poată atinge viteza de decarburare dorită.

Ordinea introducerii variabilelor în nomogramă este următoarea: temperatura T, °C; conținutul de carbon [% C]; conținutul de crom [% Cr]; variația conținutului de carbon Δ[% C]; presiunea de insuflare a oxigenului P_0 (atm) și viteza de decarburare aleasă (% C/h) în cazul determinării debitului de oxigen D_0.

Atunci cînd este impus debitul de oxigen și se dorește determinarea vitezei de decarburare, se utilizează aceleași mărimi de intrare (T; [% C]; [% Cr]; Δ[% C]; P_0) la care se adaugă valoarea debitului de oxigen D_0.

Modul de lucru cu nomogramele este următorul:

Se unesc printr-o dreaptă, în ordinea stabilită mai sus, valorile primei perechi de variabile (T, [% C]). Punctul rezultat la intersecția acestei drepte cu scara intermediară *a* se unește cu valoarea cunoscută a variabilei [% Cr], rezultînd un alt punct la intersecția cu a doua scară intermediară *b*. Acest punct se unește cu valoarea următoarei variabile. Se continuă raționamentul pentru celelalte variabile, rezultînd, în final, pe scara debitului sau vitezei de decarburare valoarea căutată.

Identic se procedează și pentru arderea (regenerarea) cromului.

Cunoașterea permanentă a vitezei de decarburare și posibilitatea de acționare asupra ei permit realizarea unei conduceri eficiente a șarjei, știind că acest proces de decarburare este un proces cu influență directă asupra unui număr mare de parametri tehnologici.

Regenerarea elementelor de aliere este și ea în legătură directă cu decarburarea prin valoarea energiei libere și a echilibrului reacțiilor de oxidare a carbonului și respectiv de oxidare-regenerare a elementelor de aliere. În cazul de față, cromul poate fi protejat, fără a fi oxidat, doar atît timp cît conținutul său nu va depăși conținutul de carbon cu care poate sta în echilibru.

Utilizarea nomogramelor dă posibilitatea stabilirii unei viteze de decarburare globale optime date de relația:

$$v_{optim} = \frac{1}{3}\sum_{i=1}^{3} v_i, \ \% \text{ C/min} \qquad (12)$$

în care:

v_i este viteza de decarburare specifică fiecărei etape analizate, % C/min.

Astfel, se pot obține durate de șarjă mai mici, consumuri reduse de feroaliaje și creșteri de productivitate a agregatelor de elaborare.

Finisarea domeniilor magnetice prin iradiere cu laser

Benzile cu grăunţi orientaţi tip HIB sînt caracterizate prin dimensiuni ale grăunţilor exagerat de mari (15—20 mm). La aceşti grăunţi, domeniile magnetice au dimensiuni mari şi consumă multă energie la magnetizare, ducînd la pierderi magnetice mari faţă de perfecţiunea avansată a texturii. Pentru micşorarea domeniilor magnetice din interiorul grăunţilor mari, s-au propus mai multe metode de subdivizare a acestora, dintre care iradierea cu laser este singura care se aplică industrial la firma Nippon Steel şi a permis obţinerea calităţii celei mai înalte de bandă HIB, cunoscută sub denumirea ZDKH.

Iradierea cu laser produce linii de deformare locală perpendiculare pe direcţia de laminare, la distanţă de aproximativ cinci mm între ele, care micşorează dimensiunea domeniilor magnetice la nivelul celor din grăunţi cu diametrul de 5 mm. Schema de principiu a procedeului de iradiere cu laser este prezentată în figura 3 [2].

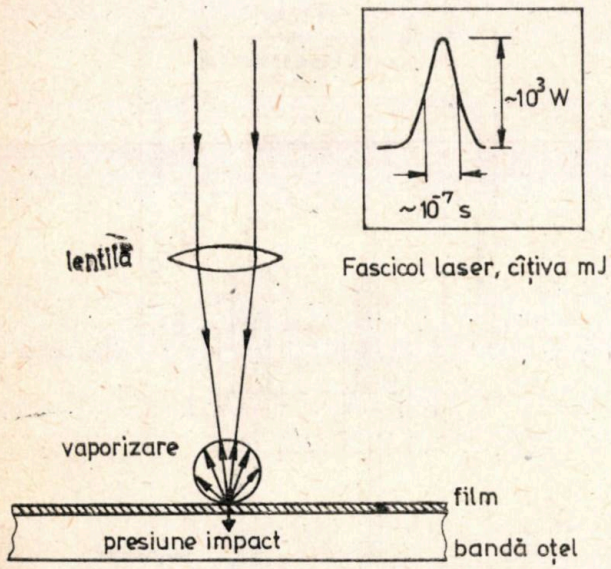


Fig. 3. Schema de principiu a iradierii cu laser [2]

Avantajul metodei constă în faptul că se aplică uşor în condiţii industriale, nefiind necesar contactul mecanic cu banda. Dezavantajul principal îl constituie faptul că cele mai multe procedee de iradiere strică acoperirea benzii; efectul iradierii dispare la încălzirea peste 500°C, ceea ce face imposibilă utilizarea acestor benzi la construcţia transformatoarelor cu miezuri recoapte.

Se mai menţionează faptul că determinarea proprietăţilor magnetice pe benzi iradiate cu laser nu se mai poate face prin metoda standardizată a cadrului Epstein, necesitînd instalaţii speciale de determinare a proprietăţilor magnetice pe o singură tolă şi fără recoacere de detensionare. Iradierea cu laser este eficientă numai pentru benzi HIB, la calităţi convenţionale (M-3-M-6), nivelul scăzut al perfecţiunii texturii şi granulaţia mai fină nefiind compatibile cu acest procedeu.

Finisarea domeniilor magnetice prin deformare plastică locală şi recoacere

Întrucît efectul iradierii cu laser asupra finisării domeniilor magnetice şi reducerii corespunzătoare a pierderilor magnetice dispare la temperaturi înalte de detensionare a benzii (800°C), au fost concepute procedee de finisare artificială a granulaţiei şi a domeniilor magnetice, prin formarea de subgrăunţi în cadrul grăunţilor mari cu orientarea Goss. Formarea de subgrăunţi se realizează prin deformarea locală a suprafeţei benzii cu ajutorul unor role dinţate din oţel carbon, cu care se trasează linii perpendiculare pe direcţia de laminare.

După recoacerea de detensionare şi planare termică la 800°C, grăunţii mari se divizează în subgrăunţi cu dimensiunea maximă dintre două linii (5 mm). Se realizează, astfel, o finisare a structurii şi domeniilor magnetice rezistentă la temperatură şi se obţine o reducere a pierderilor magnetice de ~ 0,1 W/kg la 1,7 T. În figura 4 se prezintă comparativ efectul deformării locale şi iradierii cu laser asupra pierderilor magnetice [3]. Această tehnologie este mai greu de aplicat industrial decît iradierea cu laser în condiţiile deplasării benzii pe linia de planare termică.

Realizarea de bandă cu grăunţi orientaţi aproape perfect (sub 2° dezorientare) prin recoacere înaltă cu gradient termic controlat

Cercetătorii japonezi au descoperit că încălzirea benzii la recoacerea înaltă cu gradient de temperatură controlat pe înălţimea ruloului duce la creşterea perfectă a grăunţilor cu orientare (110) /100/. Grăunţii cresc dinspre marginea caldă a ruloului spre marginea mai rece, rezultînd în final grăunţi cu lungimi foarte mari în direcţia de laminare, avînd direcţia cristalografică /100/ aproape perfect paralelă cu direcţia de laminare. Aceşti grăunţi sînt apoi divizaţi în subgrăunţi prin iradiere cu laser sau deformare cu role şi recoacere, rezultînd bandă cu inducţie apropiată de cea a monocristalelor (fig. 5) şi pierderi magnetice apropiate de cele ale materialelor amorfe.

Pentru realizarea industrială a acestui procedeu s-a proiectat şi construit un cuptor de încălzire a rulourilor cu gradient de temperatură pe înălţimea ruloului de 5—6°C/cm (fig. 6) [3].

Prin acest procedeu se realizează în special benzi cu grosime mică (0,15—0,23 mm) pentru obţinerea de pierderi magnetice foarte scăzute.

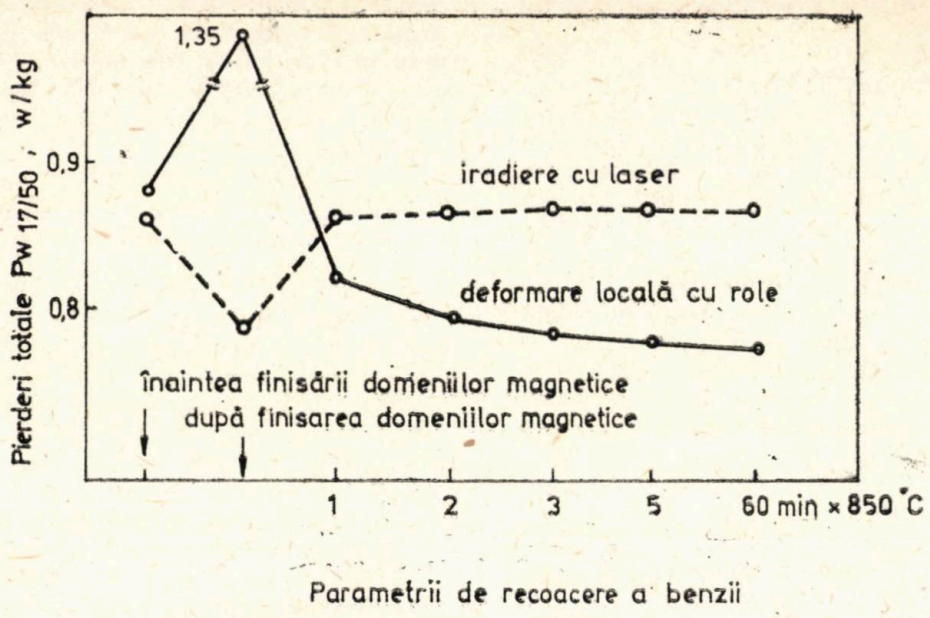


Fig. 4. Variația pierderilor magnetice cu condițiile de tratament termic în bandă iradiată cu laser și deformată local prin presare [3]

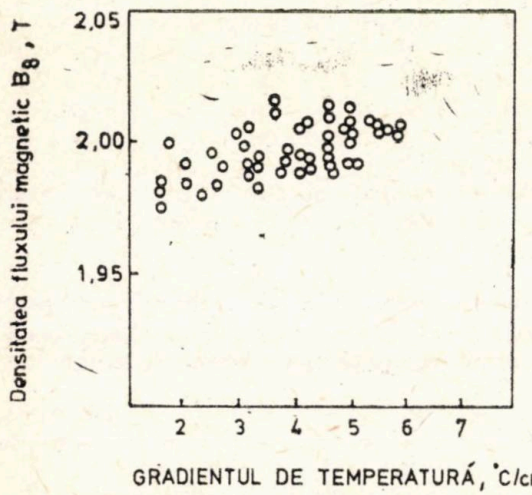


Fig. 5. Efectul gradientului de temperatură asupra densității fluxului magnetic B_8 pentru bandă de 0,30 mm din oțel cu 2,93 % Si [3]

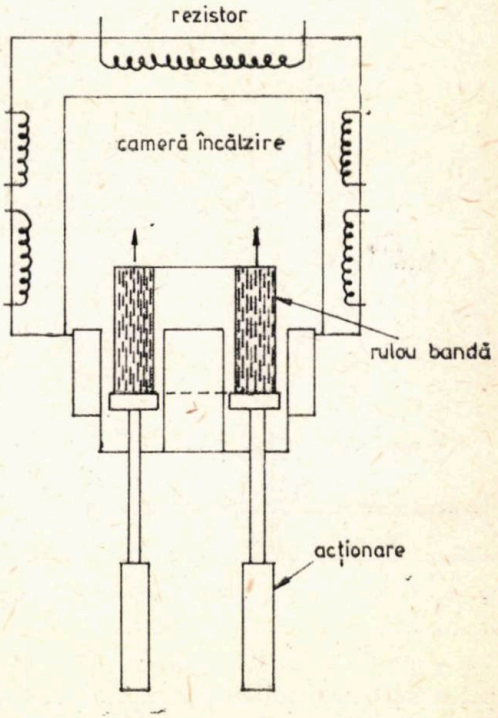


Fig. 6. Schema de principiu a cuptorului pentru recoacere cu gradient de temperatură [3]

Decaparea benzii după decarburare

În timpul operației de decarburare a benzii și de recoacere înaltă se produce o oxidare a stratului de metal aflat imediat sub suprafața benzii și o rugozitate accentuată a suprafeței. Oxizii și rugozitatea formată frînează rotirea domeniilor magnetice la magnetizarea benzii și duc la creșterea pierderilor magnetice. Îndepărtarea stratului oxidat și a rugozității prin decaparea benzii duce la îmbunătățirea sensibilă a pierderilor magnetice (fig. 7) [4].

Aplicarea industrială a acestui procedeu este dificilă deoarece, datorită decapării benzii, nu se mai poate forma filmul de sticlă izolantă la recoacerea înaltă și trebuie aplicat un alt procedeu de acoperire izolantă.

Aceasta se poate face prin acoperirea benzii cu Al_2O_3, granulație 100 mesh, pulbere uscată

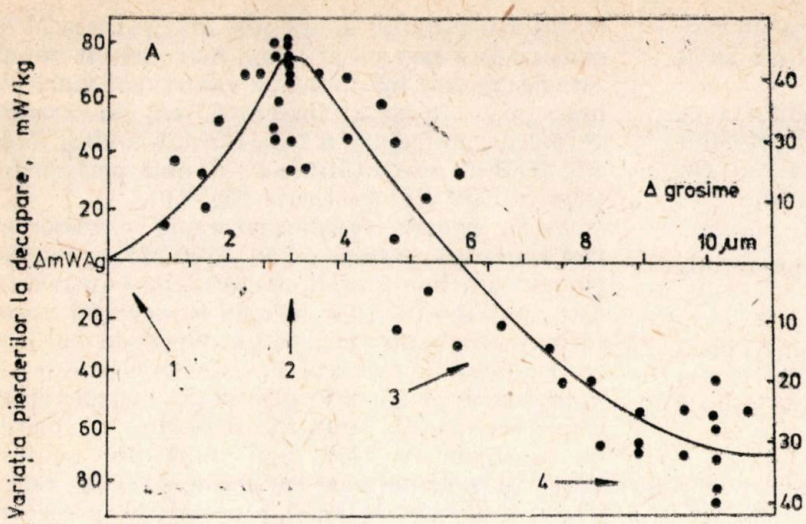


Fig. 7. Variația pierderilor magnetice la 1,7 Tesla cu nivelul de îndepărtare a stratului oxidat prin decapare [4]

în locul emulsiei de MgO în apă. După recoacerea înaltă, pulberea de Al_2O_3 se spală și izolația se formează numai o dată cu acoperirea tensionantă bazată pe silice coloidală.

Limitele gradului de orientare a grăunților. Efectul recoacerii finale în rulou

Cercetările efectuate pe monocristale au evidențiat că pierderile magnetice scad pînă cînd abaterea orientării cristalelor de la direcția de laminare atinge 2°, după care pierderile magnetice încep să crească deși inducția magnetică atinge valoarea maximă teoretică (2050 T) (fig. 8). Explicația acestui fenomen constă în faptul că, la deviații ușoare ale texturii de la direcția de laminare, distanța între pereții domeniilor magnetice se micșorează și, astfel, pierderile magnetice scad. Dacă deviația depășește 2°C, atunci creșterea pierderilor datorată dezorientării este mai mare decît scăderea datorată finisării domeniilor magnetice, iar pierderile se înrăutățesc. Este evident faptul că, din punct de vedere al pierderilor magnetice, cele mai bune rezultate se obțin atunci cînd perfecțiunea texturii atinge două grade deviație.

S-a observat că la o inducție de peste 1,95 T, care corespunde unei abateri a texturii de sub 2°, banda recoaptă industrial în rulou are pierderi mai mici decît banda recoaptă în fișii drepte în laborator. Prin îndreptarea benzii recoapte în rulou, în timpul operației de planare termică, grăunții mari crescuți ușor curb după forma ruloului se fragmentează în subgrăunți cu abateri ale direcției [100] de la direcția de laminare de 2—3° în afara planului benzii (fig. 9) [5].

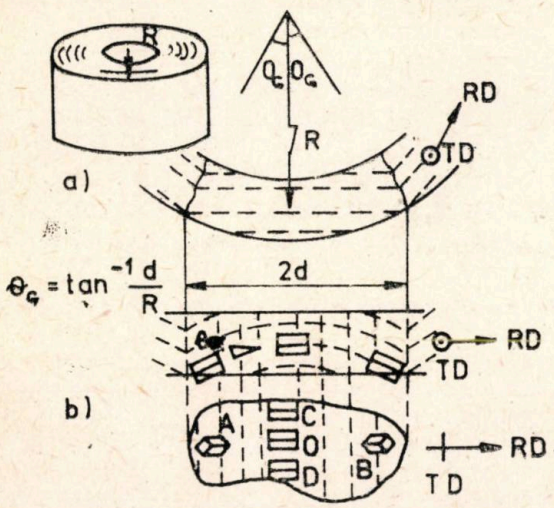


Fig. 8. Ilustrarea schimbărilor orientării grăunților mari după recoacerea finală [5]

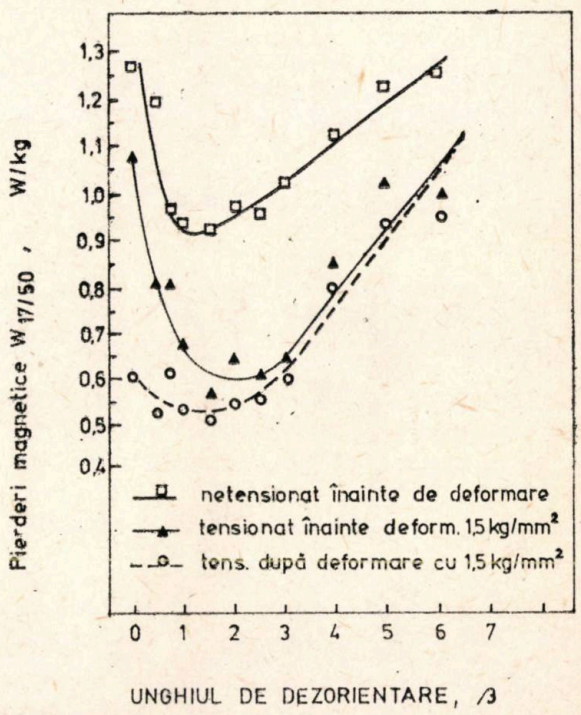


Fig. 9. Influența unghiului de dezorientare în afara planului benzii asupra pierderilor magnetice [5]

Subgrăunţii formaţi la planarea benzii finisează domeniile magnetice şi duc la scăderea pierderilor magnetice.

Rezultatele acestor cercetări sînt importante prin faptul că au arătat inutilitatea eforturilor de obţinere a unei texturi cu deviaţie zero, prin trecere la recoacerea finală a benzii în foi.

Eficienţa utilizării benzilor HIB în construcţia transformatoarelor electrice

Eficienţa utilizării benzilor cu grăunţi orientaţi de calităţi superioare în construcţia transformatoarelor electrice este dată de factorul de construcţie al transformatorului BF:

$$BF = \frac{P_{WT} - P_{WB}}{P_{WT}}$$

în care :

P_{WT} sînt pierderile de putere în miezul transformatorului;

P_{WB} — pierderile de putere în bandă, înainte de construcţia transformatorului.

La construcţia transformatorului, datorită unor deformări ale benzii şi, în special, datorită neparalelismului dintre fluxul magnetic şi direcţia de laminare la joncţiunea dintre ramurile transformatorului, pierderile de putere sînt mai mari decît cele măsurate pe probe Epstein. Diferenţa dintre pierderile de putere în miezul transformatorului şi cele ale benzii (factorul de construcţie) este cu atît mai mare cu cît banda este de calitate mai bună cu valori mai mari ale inducţiei). Aceasta înseamnă că, în stadiul actual de proiectare a transformatoarelor, benzile HIB nu sînt utilizate la nivelul performanţelor la care sînt fabricate (fig. 10).

Astfel, pentru transformatoarele electrice cu trei ramuri de putere cu 50—500 MVA, confecţionate din benzi HIB, factorul de construcţie este aproximativ 1,50, pe cînd la aceleaşi transformatoare, confecţionate din benzi de calitate convenţională, factorul de construcţie este de aproximativ 1,35. Rezultă că la benzile HIB, după construcţia transformatorului, se pierde cu aproximativ 15% mai mult din calitate decît la benzile convenţionale. Aceste raţionamente fac ca, la stadiul actual de proiectare şi execuţie a transformatoarelor electrice de putere, să se folosească în cea mai mare parte benzi de calitate convenţională, utilizarea benzilor HIB limitîndu-se numai la anumite tipuri de transformatoare cu performanţe speciale.

BIBLIOGRAFIE

[1] Takahashi, N. În: IEEE Transactions on Magnetics, Japonia, vol. 22, nr. 5, 1986 p. 490—495.

[2] Iuchi, I., Yamoguchi, S., Ichiyana, T. În: J. Appl. Phys., Japonia, 53, 1982, p. 2410—2412.

[3] Washko, S. D. În: J. Appl. Phys., Japonia, 53, 1982, p. 8296—8298.

[4] Iwayama, K. În: J. of. Magnetism and Magnetic Materials, Japonia, vol. 26, 1982, p. 37—39.

[5] Fukunda, B. În: J. of. Appl. Phys., Japonia, vol. 55, p. 2130—2132.

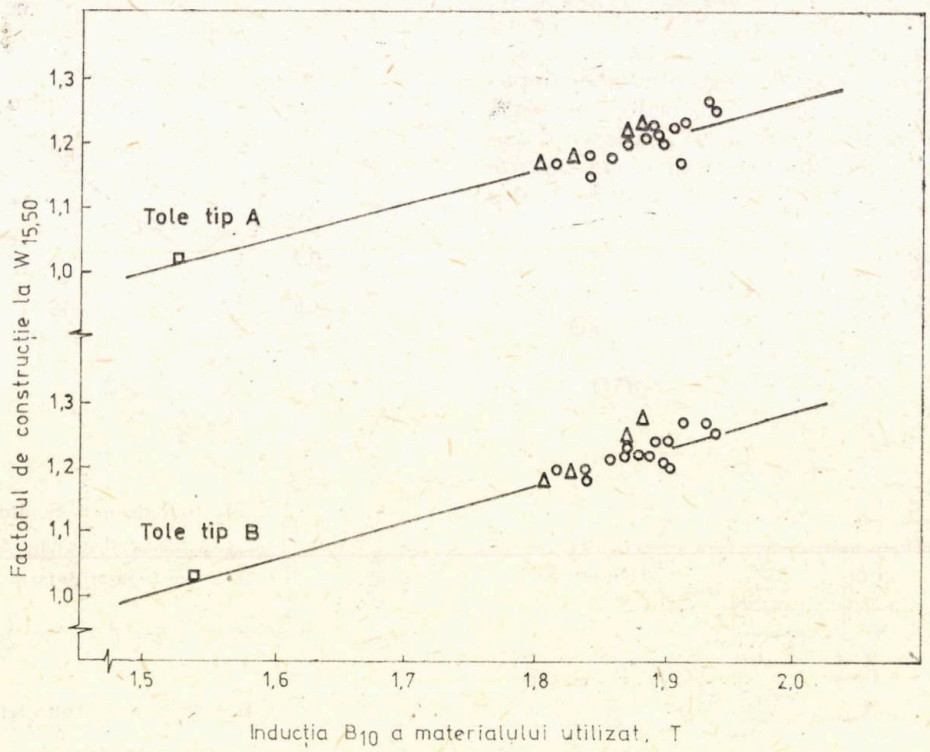


Fig. 10. Influenţa inducţiei B_{10} a benzilor folosite la construcţia transformatoarelor asupra factorului de construcţie BF

Dr. ing. D. R. Pascu și fiz. Mihaela Pascu
ISIM Timișoara

Cercetări privind promovarea oțelurilor românești slab aliate Cr—Mo—V la construcții sudate de mare răspundere (I)

CZ: 669.15-194.2: 669.14.018.291

Pe plan mondial, la construcția reactoarelor nucleare din filiera PHWR, se folosesc tot mai mult oțelurile slab aliate Cr—Mo—V sau C—Mn în structuri sudate. Aceste oțeluri, o dată sudate, trebuie să nu prezinte susceptibilitate la fragilizare structurală prin tratamente termice postsudare și să reziste la acțiunea conjugată a tensiunilor mecanice aplicate și la cea a mediilor de H_2S [1].

În prezent, s-au enunțat unele teorii privind mecanismele fragilizării structurale a oțelurilor slab aliate sudabile prin tratamente termice postsudare (TD), dar cele mai importante sînt cunoscute sub numele de *teoria lanțetelor* de austenită reziduală și *teoria carburilor* sub formă de plachete.

Teoria lanțetelor de austenită reziduală [2]

În zona influențată termic (ZIT) a unei îmbinări sudate realizate din oțel slab aliat Cr—Mo—V apare o cantitate de austenită reziduală care este bogată în carbon și dispusă sub formă de lanțete la marginea grăunților cristalini; austenita reziduală are un rol important în ridicarea plasticității ZIT-ului.

Această structură supusă tratamentului TD se descompune în timpul încălzirii, austenita reziduală fiind o structură nestabilă în afară de echilibru. Faza de descompunere începe prin precipitarea carburilor (Fe_3C — cementita) și se termină cu descompunerea austenitei reziduale în ferită și perlită, iar carburile precipitate la limitele de grăunți vor reduce plasticitatea ZIT-ului. Deseori, carburile precipitate se oxidează (tratament *TD* executat în cuptoare electrice fără atmosferă controlată), fapt care reduce și mai mult plasticitatea și rezistența mecanică a ZIT-ului.

Structura sudată devine, astfel, puternic fragilizată, putînd să apară microfisuri (fig. 1).

Teoria carburilor sub formă de plachete

Carburile elementelor de aliere (Cr, Mo, V) sînt în ZIT puse în soluție atunci cînd temperatura maximă (de vîrf) simbolizată T_v depășește 1 200°C. Datorită răcirii rapide care intervine la sudare, plecînd de la aceste temperaturi înalte și de la temperaturile joase la care începe transformarea oțelurilor slab aliate, precipitarea carburilor este aproape stagnată, formîndu-se structuri dure martensito-bainitice.

Tratamentele TD postsudare fac să precipite sub formă de carburi elementele carburigene care se găsesc în soluția suprasaturată; ele se formează în interiorul grăunților sub formă de plachete submicroscopice cu dimensiune maximă de 5 Å [3], provocînd o tensionare considerabilă a grăunților și, implicit, o creștere a microdurității (durificare secundară). Tensionarea excesivă produce microdeformații care vor antrena formarea de cavități la nivelul limitelor sau a altor discontinuități care, atunci cînd se unesc, formează microfisuri fine intergranulare.

Principalele tipuri de carburi care se pot forma în timpul tratamentelor TD sînt prezentate în figura 2 [4].

Fig. 1. Microfisură în zona influențată termic a oțelului 22NiMoCr37; atac nital 2%; 100×

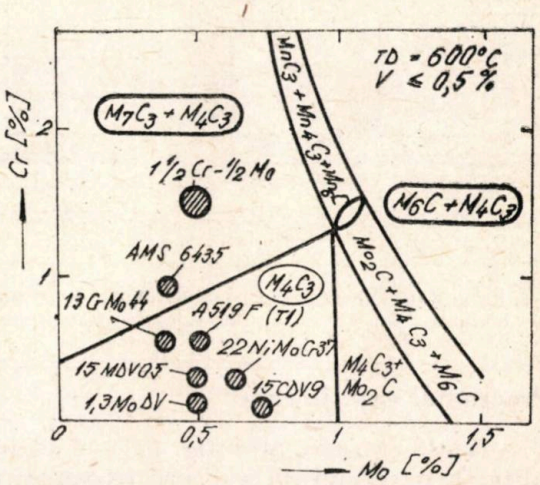


Fig. 2. Diagrama de echilibru a carburilor la TD = 600°C

Carburile de tip M_4C_3 (VC) în metalul de bază au aspecte filiforme puternic alungite, întretăiate, iar în ZIT-ul sudat și detensionat termic ele sînt foarte mărunte și uniform distribuite în matrice, existînd tendințe de aglomerări la limitele de grăunți (fig. 3) [5].

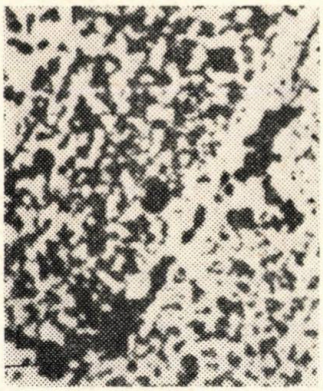


Fig. 3. Aspectul carburilor de tip M_4C_3 (VC)

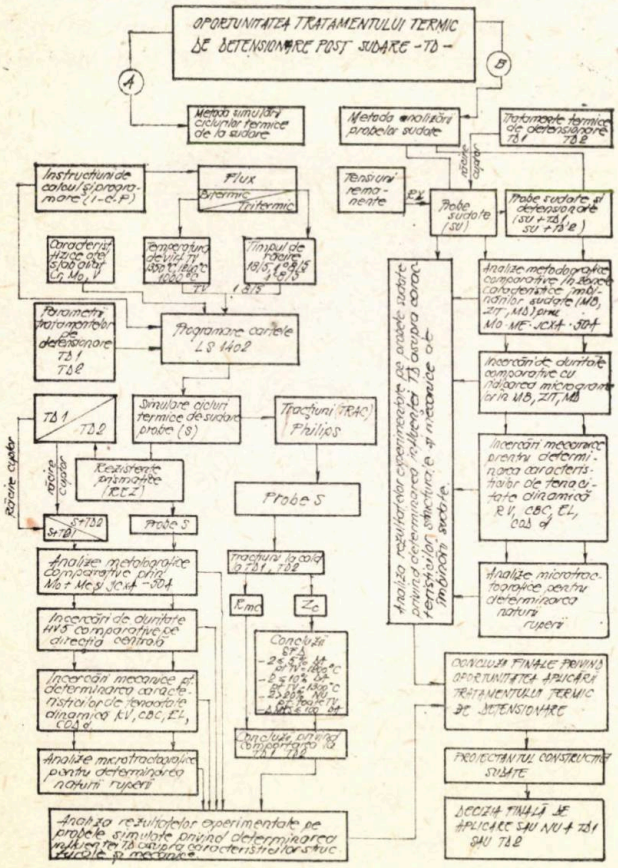


Fig. 4. Programul experimental pentru testarea oportunității tratamentului termic de detensionare postsudare

Programul experimental

Programul experimental (fig. 4) [6] a urmărit analizarea oportunității aplicării tratamentului termic de detensionare postsudare folosind, în principal, metoda simulării ciclurilor termice și cea a analizării probelor sudate, pe probe și pe epruvete supuse la tratamente în două variante (TD_1, TD_2) și în stare netratată *S*, la care se adaugă o serie de metode de analize structurale și încercări mecanice.

În final, se interpretează comparativ rezultatele experimentale în vederea determinării influenței tratamentelor termice TD asupra oțelurilor slab aliate sudabile.

În lucrare, se analizează o serie de oțeluri slab aliate sudabile din grupa Cr—Mo—V (tab. 1 și 2).

Structurile oțelurilor CR sînt sorbitice fine cu carburi de Cr, Mo, V plasate în masa de bază (fig. 5), iar oțelurile N au o structură feritoperlitică (fig. 6).

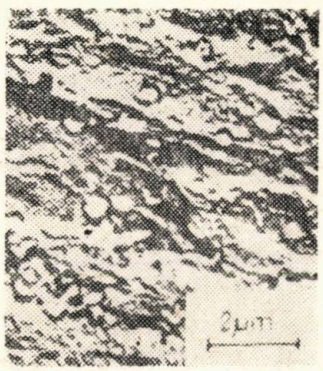


Fig. 5. Microstructura oțelului 1,3 MoDV; atac nital 2%

Metodologia de investigare a influenței tratamentelor termice de detensionare impune printre altele :

— simularea ciclurilor termice de la sudare (ramura A) cu parametrii de sudare specifici oțelurilor în cauză ;

— analizarea probelor sudate (ramura B) realizate în variantele cap la cap sau de colț, specifice construcției sudate, folosind tehnologii

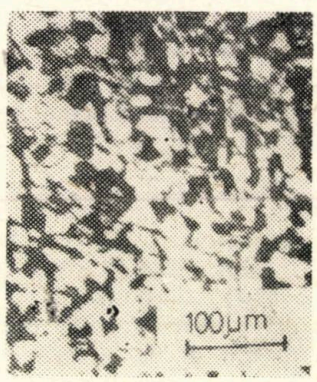


Fig. 6. Microstructura oțelului RV52; atac nital 2%

Tabelul 1

Compoziţia chimică şi domeniile de utilizare a oţelurilor studiate

Marca oţelului	Starea iniţială	Compoziţia chimică, %												Alte elemente	Domeniul de utilizare
		C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	V	Nb	Ti	Ni	Cu		
22NiMoCr37 R.S.R.	CR	0,22	0,75	0,22	0,010	0,015	0,36	0,65	0,07	0,02	0,006	0,72	0,14	—	—componente CNE
17CrMoV10 R.S.R.	CR	0,16	0,44	0,30	0,017	0,018	2,89	0,29	0,16	—	—	—	—	—	conducte tehnologice CNE
1,3MoDV Franţa	CR	0,15	1,40	0,31	0,02	0,02	0,20	0,42	0,10	—	—	0,65	0,20	— Al	—componente CNE, rotoare
RV52 R.S.R.	N	0,17	1,57	0,25	0,025	0,018	—	—	—	—	—	—	—	0,02	—rezervoare pentru stocarea produselor petroliere
RCB52 R.S.R.	N	0,18	0,20	0,28	0,015	0,015	0,65	0,18	0,12	—	—	—	0,40	—	—construcţii sudate cu rezistenţă ridicată la coroziune
13CrMo4.4 R.F.G.	N	0,18	0,62	0,25	0,01	0,02	0,77	0,47	0,02	0,05	—	—	0,02	—	—rezervoare pentru stocarea produselor petroliere

Obs.: CR — călit — revenit;
N — normalizat

Tabelul 2

Caracteristicile mecanice ale oţelurilor studiate

Marca oţelului	Starea iniţială	Limita de curgere, $R_{p0,2}$	Rezistenţa la rupere, R_m	Alungirea la rupere, A	Gîtuirea la rupere, Z	Energia de rupere, KV, [J]	Duritatea, HV 5
		N/mm		%			
22NiMoCr37 R.S.R.	CR	475	750	18	67	45 (la −40°C)	210
17CrMoV10 R.S.R.	CR	450	700	17	70	40 (la −40°C)	202−247
1,3MoDV Franţa	CR	600	700	20	74	35 (la −40°C)	193
RV52 R.S.R.	N	370	520	22	75	28 (la −40°C)	140
RCB52 R.S.R.	N	382	560	22	75	95 (la +20°C)	140
13CrMo4.4 R.F.G.	N	275	720	22	76	174 (la +20°C)	152

şi materiale de sudare compatibile cu metalele de bază, urmărind totodată comportarea metalurgică la sudare a oţelurilor româneşti comparativ cu cele străine.

Tratamentele termice de detensionare postsudare s-au prescris conform IIS/IIW, ISO/TC 11/3 PROJECT 71, în variantele:

— TD_1 — la 550°C/4,4 h/cuptor şi 550°C/2 h/cuptor;
— TD_2 — la 600°C/4,4h/cuptor şi 600°C/2h/cuptor.

Metodologia propusă cuprinde o serie de metode moderne de cercetare, armonios corelate, în final putîndu-se stabili influenţa factorilor structurali asupra caracteristicilor mecanice la oţelurile studiate în cele două variante de tratament termic de detensionare.

Cercetarea influenţei tratamentelor termice de detensionare asupra caracteristicilor structurale şi mecanice ale oţelurilor slab aliate sudabile în stare normalizată (N)

Metoda simulării ciclurilor termice de la sudare — ramura A

Cercetarea metalografică şi încercările de duritate $HV5$ pun în evidenţă aspecte comune celor trei oţeluri examinate, şi anume:

Pentru probele simulate (nedetensionate):

— la $T_v = 1\,000$°C şi $T_v = 1\,200$°C structurile sînt ferito-perlitice, iar duritatea nu depăşeşte valoarea de 335 $HV5$;

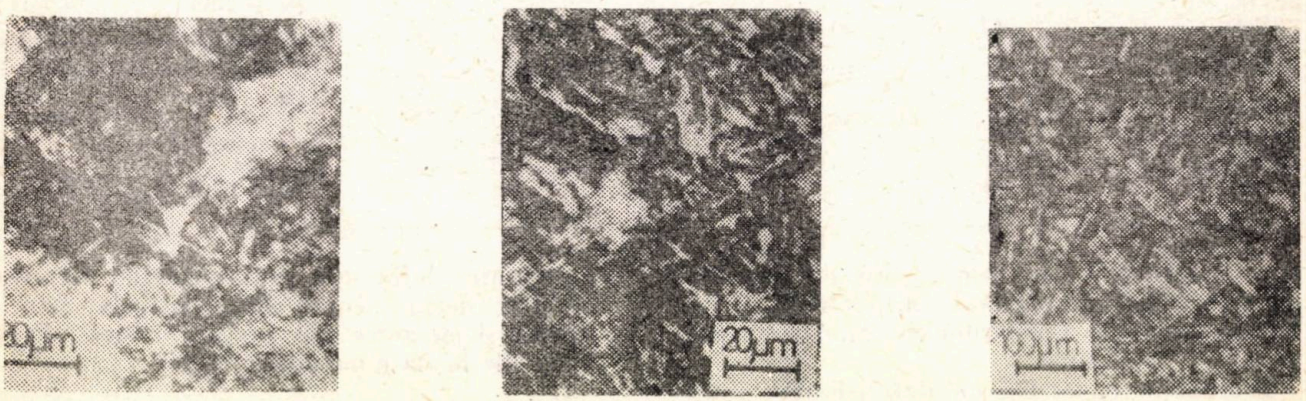
— la $T_v = 1\,350$°C structurile decalate sînt perlito-feritice cu ace bainitice, cu duritatea cuprinsă între 295 şi 350 $HV5$.

a *b* *c*

Fig. 7. Structurile caracteristice ale oțelului RCB52 (550°C/2 h/cuptor):
a — T_v = 1 000°C; *b* — T_v = 1 200°C; *c* — T_v = 1 350°C

a *b* *c*

Fig. 8. Structurile caracteristice ale oțelului RV52 (550°C/2 h/cuptor):
a — T_v = 1 000°C; *b* — T_v = 1 200°C; *c* — T_v = 1 350°C



a *b* *c*

Fig. 9. Structurile caracteristice ale oțelului 13CrMo4.4 (550°C/2 h/cuptor):
a — T_v = 1 000°C; *b* — T_v = 1 200°C; *c* — T_v = 1 350°C

Pentru probele simulate și detensionate (varianta S + TD_1 și varianta S + TD_2) la toate temperaturile de vîrf (1 000, 1 200, 1 350°C) și la cele două variante de detensionare, structurile decelate sînt ferito-perlitice, cu durităţile cuprinse între 200 și 255 *HV*5 la varianta S + + TD_1 și între 170 și 200 *HV*5 la varianta S + + TD_2. Spre exemplificare, în figurile 7—9 se prezintă structurile caracteristice obținute în variantele studiate, iar în figura 10 se arată variația durității *HV*5 pe lungimea probei examinate la oțelul RV52.

Cercetările metalografice nu au pus în evidență defecte structurale de tipul microfisurilor.

Determinarea caracteristicilor mecanice și de deformabilitate dinamică s-a făcut prin folosirea

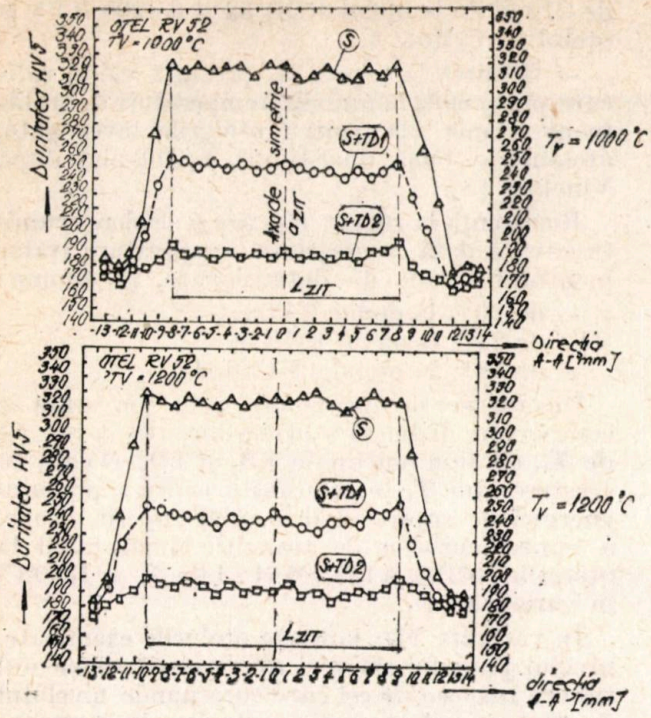


Fig. 10. Variaţia de duritate *HV*5 la oţelul RV52

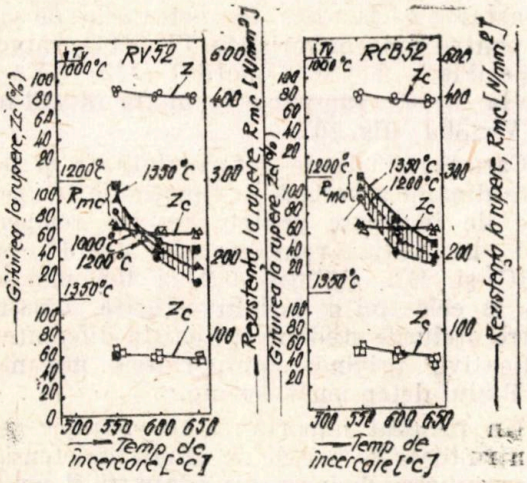


Fig. 11. Variaţia caracteristicilor mecanice R_m, Z_c în funcţie de T_v şi TD la oţelurile examinate

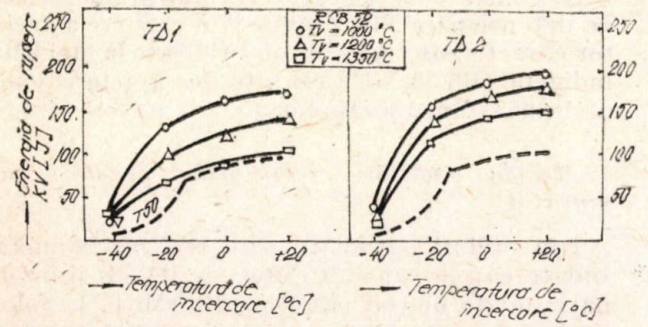


Fig. 12. Variaţia energiei de rupere KV în funcţie de temperatura de încercare la oţelul RCB52

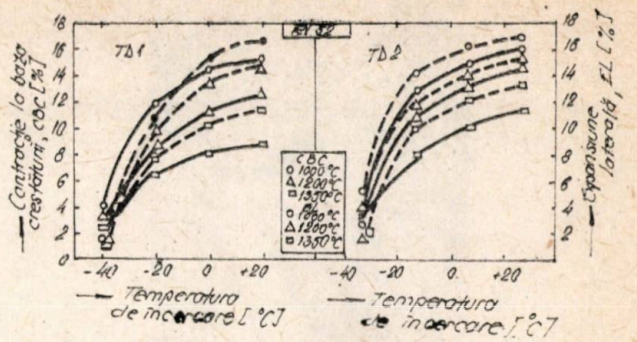


Fig. 13. Variaţia caracteristicilor de deformabilitate în funcţie de temperatura de încercare la oţelul RV52

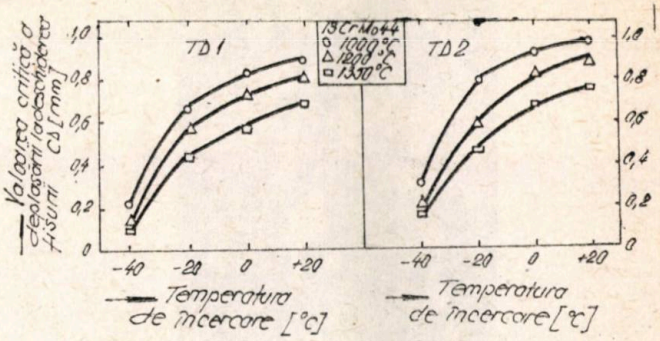


Fig. 14. Variaţia δ_{CD} în funcţie de temperatura de încercare la oţelul 13CrMo4.4

metodelor de încercare specifice îmbinărilor sudate (fig. 11—14):

— încercarea de tracţiune la cald;

— încercarea de încovoiere prin şoc cu determinarea energiei de rupere (KV), a expansiunii laterale (EL) şi a contracţiei la baza crestăturii (CBC);

— încercarea de determinare a deplasării critice de deschidere a fisurii (COD).

În continuare, lucrarea face o analiză a rezultatelor experimentale obţinute prin metoda simulării ciclurilor termice de la sudare (ramura A):

— La încălzire, în domeniul temperaturilor de vîrf T_v considerate, are loc transformarea generală ferită → austenită prin procese de germinare şi creştere, precum şi dizolvarea incompletă în austenită a carburilor de Cr, Mo (la oţelurile RCB 52 şi 13 CrMo44). Cu cît T_v este mai mare, cu atît aceste fenomene sînt mai activate termodinamic, în sensul scăderii duratei de transformare şi creşterii cantităţii de carburi în austenită [6].

— La răcire, austenita se transformă în ferită, perlită şi ferită aciculară sau în ferită şi perlită, iar carburile de Cr, Mo dizolvate parţial în austenită se vor repartiza fie în masa de bază feritică, fie la limitele de grăunţi [7].

Tratamentul termic de detensionare TD (variantele TD_1, TD_2) provoacă modificări ale structurilor ZIT-ului la toate nivelurile de temperaturi T_v simulate, în sensul obţinerii unor struc-

Fig. 15. Microfractografia oţelului RCB52 la —20°C

Fig. 16. Microfractografia oţelului RCB52 la —40°C

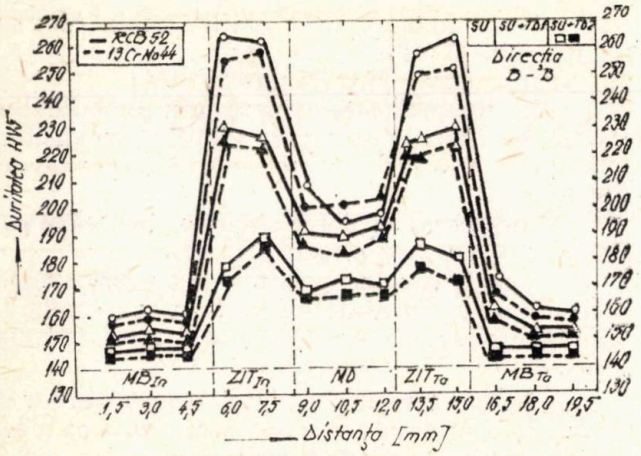


Fig. 17. Variaţia durităţii *HV*5 pe zonele caracteristice îmbinării sudate

turi perlito-feritice a căror granulaţii maxime variază între 107 şi 131 μm la varianta TD_1 şi între 45 şi 62 μm la varianta TD_2.

— Curbele sclerometrice din lungul ZIT-ului indică durificări importante cu valori maxime de 350 *HV*5 al căror nivel este corelat cu temperaturile de vîrf T_v şi cu structurile metalografice decelate.

Variaţiile de duritate confirmă cercetările metalografice în sensul scăderii durităţii în variantele de detensionare; valorile maxime ating 260 *HV*5 la oţelurile RV52 şi RCB 52, 220 *HV*5 oţelul 13 CrMo4. 4. În cazul variantei TD_2, se obţin valori maxime de 200 *HV*5 la oţelul RV52, de 220 *HV*5 la oţelul RCB 52 şi de 200 *HV*5 la oţelul 13 CrMo4. 4.

— Gîtuirea la rupere Z_c prezintă valori ridicate peste 60% la ambele temperaturi de tratament termic TD pentru oţelurile investigate, atestînd o bună ductilitate a ZIT-ului după Vinckier [8].

Rezistenţa la rupere R_{mc} are o scădere semnificativă o dată cu creşterea temperaturii tratamentului termic de detensionare, şi anume:

— de 20% la oţelul RV52;
— de 24% la oţelul RCB 52;
— de 28% la oţelul 13 CrMo4. 4.

Încercările de încovoiere prin şoc arată o comportare distinctă a oţelurilor, atît în funcţie de T_v, cît şi în funcţie de TD_1 şi TD_2. O dată cu creşterea lui T_v se manifestă căderea pragului energiei de rupere în domeniul ruperii tenace, a pantei curbelor de tranziţie ductil-fragil la oţelurile RCB52 şi 13 CrMo4. 4 (la T_v = 1350°C) în varianta TD_1.

În varianta TD_2, la toate oţelurile examinate, nivelul pragului energiei de rupere în domeniul ruperii tenace este cel care corespunde nivelului de tranziţie dintre temperaturile de încercare cuprinse între — 30 şi + 20°C.

În urma examinărilor microfractografice s-a constatat că la toate temperaturile de vîrf T_v şi pentru ambele variante TD_1, TD_2 caracterul ruperii la — 20°C este ductil (fig. 15) (KV > 75J), iar la — 40°C ruperea este mixtă (ductil-fragil) (KV ≤ 30J) (fig. 16).

Caracteristicile de deformabilitate şi tenacitate dinamică variază în funcţie de temperaturile de încercare pentru ambele temperaturi TD în plaja valorilor de 2—15% pentru CBC şi EL şi între 0,2 şi 0,8 mm pentru δ_{CD} la cele trei oţeluri investigate, atestînd că între oţelurile studiate nu există diferenţe semnificative privind comportarea mecanică a ZIT-ului detensionat termic.

Un rezultat important, cu caracter general pentru toate variantele de simulare-detensionare şi parametrii de încercare adaptaţi, îl constituie interrelaţiile stabilite pentru CBC = *f*(KV), EL = *f*(KV), EL = *f*(CBC) care se reprezintă prin regresii liniare.

Se constată că aplicarea tratamentului termic de detensionare TD_2 provoacă o creştere a acestor caracteristici sensibil mai ridicate la oţelurile indigene (RV52, RCB52) faţă de caracteristicile oţelului străin 13CrMo4.4.

Metoda analizării îmbinărilor sudate — ramura B

Din oţelurile studiate s-au realizat îmbinări sudate cap la cap (13CrMo4. 4, RV52) şi îmbinări sudate de colţ (RCB52, 13CrMo4. 4), folosind o tehnologie de sudare specifică acestor tipuri de îmbinări.

Examinările structurale și încercările mecanice pun în evidență următoarele :

Analizele metalografice și încercările sclerometrice au arătat existența în zonele caracteristice îmbinărilor sudate a structurilor perlito-ferito-sorbitice asemănătoare cu cele obținute în cazul probelor simulate (pentru ZIT) (fig. 18), cu durități care nu depășesc valoarea maximă de 268 $HV5$ (fig. 19).

Fig. 18. Microfractografia oțelului 13CrMo4.4 sudat

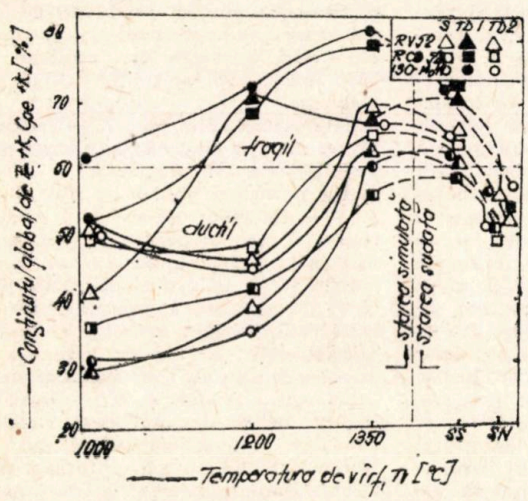


Fig. 19. Variația $C_{PC+K} = f(T_v)$

În variantele de detensionare SU + TD_1, SU + TD_2, structurile perlito-feritice au duritatea maximă în ZIT de 230$HV5$ și în sudură de 210 $HV5$.

Valorile caracteristicilor de tenacitate și de deformabilitate dinamică ale ZIT-ului și MD-ului sînt mai ridicate decît cele în varianta simulată; interrelațiile CBC = f (KV), EL = = f(KV) și EL = f(CBC) atestă un nivel de dependență ridicat.

Examinările microfractografice ale secțiunilor de rupere din ZIT au pus în evidență tipuri de ruperi fragile în varianta sudată, atît la oțelul RV52 cît și la oțelul 13CrMo4 . 4 (fig. 20) și ruperi ductile în variantele SU + TD_1 și SU + + TD_2, pentru ambele oțeluri (fig. 18).

Cercetarea stereometrică a constituienților structurali din ZIT-ul simulat și sudat

Analiza stereometrică efectuată pe analizorul automat de faze Epiquant a determinat o serie de parametri stereometrici (cantitativi) dar s-au reținut numai cei care prezentau o importanță deosebită în testarea influenței tratamentelor TD asupra modificărilor structurale, și anume :

— conținutul global de constituienți, C_v, %;

— dimensiunea medie a particulelor, d, μm.

Tratamentele termice de detensionare au o acțiune puternică asupra parametrilor stereometrici ai feritei. Astfel, granulația acesteia crește de la 20 la 60 μm pentru TD_2 și de la 30 la 90μm pentru TD_1, concomitent cu scăderea granulației în varianta simulată S și o dată cu creșterea temperaturii T_v.

Corelarea datelor experimentale obținute prin analizele stereometrice și microfractografice au permis stabilirea unui factor structural care definește domeniile de existență posibilă a fragilizării structurale atît după sudare, cît și după aplicarea tratamentelor termice de detensionare (fig. 19) [10].

Se definesc astfel două domenii : cel fragil atunci cînd $C_{P_e+K} \geq 60\%$ și cel ductil atunci cînd $C_{P_e+K} < 60\%$.

Tendința oțelurilor N spre fragilizare structurală apare atunci cînd $T_v = 1\,350°C$ în ZIT-ul sudat (subzona de supraîncălzire), în general, pentru ambele tratamente TD (domeniul fragil), dar, pe măsura îndepărtării de aceste zone, tendința spre SFD scade accentuat, în special la variantele S + TD_2 și SU + TD_2.

Concluzii

Simularea ciclurilor termice de la sudarea oțelurilor RV52, RCB52 și 13CrMo4.4 la temperaturile de vîrf cuprinse între 1 000°C și 1 350°C a dus la obținerea structurilor perlitice cu bainită a căror duritate maximă este de 350 $HV5$, fapt care atestă o sensibilitate spre fragilizare o dată cu creșterea lui T_v.

Aplicarea tratamentului termic de detensionare în variantele TD_1, TD_2 produce modificări structurale și scăderi ale durităților pînă la maximum 190 HV 5.

Caracteristicile mecanice și de deformabilitate mecanică obținute pe probele simulate, cît și pe cele sudate atestă o scădere a sensibilității la fisurare prin detensionare (SFD) a oțelurilor românești (RV 52, RCB 52), comparativ cu cel străin (13CrMo4.4), prin aplicarea tratamentului TD_2.

Corelarea parametrilor stereometrici cu rezultatele analizelor microfractografice a permis stabilirea domeniilor de fragilizare structurală prin definirea limitelor cantitative ale acestora.

În final, se apreciază comportarea metalurgică la sudare a oțelurilor indigene RV52 și RCB52 ca fiind corespunzătoare în raport cu cea a oțelului străin 13CrMo4.4 (R.F.G.), promovarea acestora la construcții sudate importante fiind justificată.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ursu, T. *Fizica și tehnologia materialelor nucleare*. București, Ed. Academiei, S.U.A., R.S.R., 1982.

[2] Myers, J. *Stress relief cracking of Cr—Mo—V*. Report RD/R/R 166, Londra, 1973.

[3] * * * *Testing techniques to study the susceptibility to reheat cracking of low alloy steels*. În: Welding in the World, S.U.A., nr. 11/12, 1978.

[4] Jachyn, V. În: Transaction of the Iron and steel Institute of Japan, Japonia, vol. 18, 1978, p. 181—185.

[5] Woodhead, I. Journal of the Iron and Steel Institute, London (203) p. 605—620, 1965.

[6] Pascu, D. R. *Influența factorilor structurali asupra caracteristicilor tehnologice și proprietăților mecanice ale oțelului slab aliat pentru construcții sudate supus tratamentelor termice postsudare*. București, I.P.B., Teză de doctorat, 1983.

[7] Mantea, St. și Dulamită, T. *Teoria și practica tratamentelor termice*. București, Ed. Tehnică, 1966.

[8] Vinckier, A. G. *Heat-affected zone cracking in low alloy steels during stress relief heat treatments*. IIS/IIW X—674—1972., Franța.

[9] Pascu, D. R. *Metodă stereometrică pentru estimarea fragilizării structurale prin tratamente termice de detensionare postsudare la oțelurile slab aliate în stare normalizată, călită și revenită*. Brevet R.S.R., nr. 110, 358, 1983.

[10] Pascu, D. R. *Metodă pentru estimarea fragilizării structurale prin tratamente termice de detensionare postsudare la oțelurile slab aliate în stare călită și revenită*. Brevet R.S.R., nr. 77436, 1981.

[11] Pascu, D. R. *Metodă metalografică pentru încadrarea în clase de calitate a îmbinărilor sudate prin topire în funcție de defectele structurale*. Brevet R.S.R., nr. 80623, 1982.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 10, 1988

Creșterea bazicității peletelor tratate cu fondanți și a aglomeratelor în încărcătura de furnal, p. 6 — Formarea microstructurii și a proprietăților aglomeratelor metalizate utilizate la elaborarea oțelului, p. 11 — Repartizarea încărcăturii de minereu pe secțiunea furnalului, p. 15 — Procedeu de elaborare a oțelului prin dispozitive de închidere cu sertar la uzina metalurgică din Rustav, p. 20 — Elaborarea oțelului de convertizor pentru șine cu tratarea în oală cu gaze inerte, p. 22 — Perfecționarea tehnologiei de dezoxidare și de microaliere în oală a oțelului pentru șine, p. 23 — Reducerea consumului de fontă și îmbunătățirea calității oțelului la elaborarea în cuptoare Martin și tandem, p. 24 — Procedee tehnologice noi în siderurgie, p. 25 — Probleme și perspective ale dezvoltării procedeelor metalurgiei electrice speciale, p. 29 — Elaborarea oțelului pentru sîrma de arcuri, p. 30 — Posibilitatea asigurării unei omogenități chimice a lingourilor cu greutate mare prin retopirea electrică sub zgură, p. 32 — Retopirea electrică sub vid a oțelurilor și aliajelor în cîmpul alternativ de temperatură, p. 34 — Prevenirea influenței negative a ionizării asupra formării lingoului prin retopirea electrică sub vid, p. 37 — Influența tratamentului termic și a deformării asupra structurii și proprietăților metalului obținut prin retopirea cu doi electrozi sub vid, p. 38 — Îndepărtarea azotului la elaborarea oțelului crom-nichel în cuptoare cu inducție sub vid, p. 40 — Criteriu de optimizare a microalierii oțelului pentru construcții, p. 42 — Studierea posibilității utilizării zgurei rezultate de la elaborarea ferosilicozirconiului la elaborarea electrocorindonului cu zirconiu, p. 45 — Modelul procedeului de reducere a siliciului în cuptoare electrice, p. 47 — Producția de laminate diferențiate pe grupe de rezistență, p. 49 — Dezvoltarea sortimentelor și a structurii profilelor laminate, p. 52 — Lărgirea producției de profile laminate de înaltă precizie, p. 54 — Producția de profile îndoite, p. 57 — Tehnologia și utilajul de îndreptare termică a laminatelor în fluxul laminorului, p. 57 — Tehnologie optimă de rectificare brută, p. 60 — Standardizarea producției de metal în funcție de direcțiile tehnico-științifice, p. 62 — Situația tehnologiei și noi elaborări în direcția încărcării prin sudură a cilindrilor de laminor, p. 66 — Soluții tehnico-științifice în domeniul producției de tablă groasă laminată, p. 69 — Realizări în teoria și practica tablei groase laminate, p. 71 — Îmbunătățirea eficienței de decapare cu acizi a țevilor pentru cazane, p. 73 — Dezvoltarea producției de țevi deformate la rece de calitate superioară din oțeluri rezistente la coroziune, p. 75 — Îmbunătățirea calității sîrmei din oțel martensitic îmbătrînibil O3H12N8K5M2TIu, p. 77 — Îmbunătățirea calității șinelor de cale ferată prin perfecționarea tehnologiei, p. 82 — Normarea rezilienței tablei de oțel St 3, p. 86 — Influența unor factori asupra rezilienței oțelului pentru roți c.f. laminate în întregime, p. 90 — Unele transformări fazice în cadrul diferitelor procedee de reducere a concentratelor de oxizi de molibden, p. 94 — Utilizarea calculatoarelor electronice personale în calculele de plan ale necesarului de metal la fabricarea țevilor, p. 97 — Organizarea producției de oțel după circuitul tehnologic convertizor-tratamentul în afara cuptorului-mașina de turnare continuă a semifabricatelor la combinatul Azovstal, p. 100 — Îmbunătățirea eficienței funcționării cuptoarelor cu clopot la recoacerea rulourilor de bandă din oțel, p. 103 — Eficiența termică de izolare a țevilor vetrei cuptoarelor cu grinzi pășitoare, p. 106 — Automatizarea procedeului de evacuare a gazelor de convertizor fără ardere completă, p. 108.

Conf. dr. ing. D. Taloi,
dr. ing. I. Constantin
și ing. Liana Vlăduțiu
Institutul Politehnic București

Cercetări privind solubilizarea acidă în autoclava sub presiune de oxigen a concentratelor complexe

CZ: 669.21.8

În prezent, o mare parte din minereurile sulfuroase indigene cu conținut de metale neferoase grele (Cu, Pb, Zn) duc în urma operațiilor de îmbogățire la obținerea unor concentrate complexe de compoziție medie (6,3% Cu; 22,5% Zn; 25,3% Pb; 12% Fe; 28,7% S și steril) care se pretează la stabilirea unor noi tehnologii capabile să valorifice eficient elementele utile conținute în acest tip de concentrate (Cu, Pb, Zn, S, Au, Ag etc.).

Una din variantele luate în studiu este cea hidrometalurgică de solubilizare în autoclavă, în mediu de H_2SO_4, sub presiune de oxigen, cu solubilizare selectivă a zincului.

Comportarea principalelor minerale, conținute într-un concentrat complex ($CuFeS_2$, ZnS, PbS) în mediu de H_2SO_4 și presiune de oxigen, este cunoscută, iar prezența lor împreună în condițiile solubilizării duce la o serie de reacții care explică formarea unor compuși complecși:

— La temperaturi relativ scăzute (< 95°C) în mediu de H_2SO_4 și presiune de oxigen, $CuFeS_2$ suferă următoarele transformări:

$$CuFeS_2 + 2\,H_2SO_4 + O_2 = CuSO_4 + FeSO_4 + 2\,S + 2\,H_2O \qquad (1)$$

Se formează sulf elementar, iar fierul predomină ca Fe^{+2} în condiții de aciditate înaltă. Pe măsură ce H_2SO_4 se consumă, fierul este oxidat și hidrolizat, el precipitînd ca $Fe(OH)_3$. Deci, reacția completă va fi:

$$CuFeS_2 + H_2SO_4 + 5/4\,O_2 + 1/2\,H_2O = CuSO_4 + Fe(OH)_3 + 2\,S \qquad (2)$$

Alături de $Fe(OH)_3$ coprecipită și $Fe_2(SO_4)_3$.

— La temperaturi ridicate (125—175°C) și presiuni parțiale ale oxigenului (5—28 atm), reacția globală care exprimă procesul de solubilizare este următoarea:

$$2\,CuFeS_2 + 17/2\,O_2 + H_2SO_4 = 2\,CuSO_4 + Fe_2(SO_4)_3 + H_2O \qquad (3)$$

Aproximativ o cincime din fierul total se găsește sub formă de $FeSO_4$, iar sulful ca sulf elementar (numai 6% din sulful total). Pe măsură ce temperatura crește, cantitatea de sulf elementar descrește.

S-a identificat reacția de solubilizare a $CuFeS_2$ ca o reacție electrochimică, prezența anumitor ioni (ex. Ag^+) favorizînd procesul, prin formarea de micropile galvanice la suprafața particulelor:

— la catod: $O_2 + 2\,H^+ + 2\bar{e} \rightarrow H_2O_2$

$H_2O_2 + 2\,H^+ + 2\,\bar{e} \rightarrow 2\,H_2O$

— la anod: $CuFeS_2 + 8\,H_2O \rightarrow Cu + Fe^{+2} + 2\,SO_4^{-2} + 16H^+ + 16\bar{e}$

$Fe^{+2} \rightarrow Fe^{+}\bar{e} + \bar{e}$

$$4\,CuFeS_2 + 17\,O_2 + 4\,H^+ \rightarrow 4\,Cu^{+2} + 4\,Fe^{+3} + 8\,SO_4^{-2} + 2\,H_2O$$

În timp ce oxigenul este redus la catod, sulfura este dizolvată, eliberînd electronii necesari desfășurării ciclului. Reducerea oxigenului are loc în trepte, implicînd formarea de peroxizi intermediari.

— La temperaturi mai mici de 140° ZnS (blenda) se solubilizează greu, chiar la concentrații mari de H_2SO_4 și presiuni ridicate de oxigen. Prezența hidrogenului sulfurat care se degajă intens în tot timpul solubilizării are un efect inhibitor.

$$ZnS + H_2SO_4 = ZnSO_4 + H_2S \qquad (4)$$

O parte din O_2 introdus sub presiune în autoclavă folosește la micșorarea concentrației H_2S, ca efect al reacțiilor:

$$H_2S + 1/2\,O_2 = H_2O + S^\circ \qquad (5)$$

$$H_2S + 2\,O_2 = H_2SO_4 \qquad (6)$$

Reacțiile (5) și (6) se desfășoară foarte lent la temperaturi joase, ceea ce explică prezența în cantități foarte mici sau deloc a sulfului elementar în suspensie.

La fel ca în cazul $CuFeS_2$ sau Cu_2S, procesul de dizolvare a ZnS poate fi considerat ca un proces electrochimic.

Pentru schimbul de electroni, solidul care se solubilizează trebuie să aibă o conductibilitate mare. În cazul ZnS s-a determinat, la tempera-

turi mai mici, o rezistivitate mai ridicată ($6 \cdot 10^9$ Ωcm) în comparație cu cea a altor sulfuri, aceasta fiind, probabil, una din cauzele vitezei mici de dizolvare în soluții apoase.

La temperaturi mai mari de 140°C s-a constatat o dependență liniară a cantității de Zn trecută în soluție de timpul de reacție, ceea ce arată că procesul preponderent este dizolvarea pur chimică a ZnS și nu procesul electrochimic considerat anterior.

— Galena (PbS) în prezența acidului sulfuric prezintă o mare reactivitate conform reacției :

$$PbS + H_2SO_4 \rightarrow PbSO_4 + H_2S \qquad (7)$$

În prezența oxigenului, procesul de oxidare decurge conform următoarei reacții :

$$PbS + 1/2\ O_2 + H_2SO_4 \rightarrow$$

$$\rightarrow PbSO_4 + S^\circ + H_2O \qquad (8)$$

În timpul procesului de solubilizare a unui concentrat complex care conține (Cu, Pb, Zn, Fe etc.) au loc reacții secundare care duc la formarea unor compuși de tip jarositic, și anume :

— Sulfatul de plumb format prin oxidarea galenei reacționează cu $Fe_2(SO_4)_3$ (3) formînd jarositul de plumb $[Pb_{0,5}Fe_3(SO_4)_2\ (OH)_6]$ conform reacției :

$$PbSO_4 + 3\ Fe_2(SO_4)_3 + 12\ H_2O =$$

$$= 2[Pb_{0,5}Fe_3(SO_4)_2\ (OH)_6] + 6\ H_2SO_4 \qquad (9)$$

— Prezența mediului acid (H_2SO_4) duce la o coprecipitare a cuprului și zincului în jarositul de plumb, prin înlocuirea ionilor Fe^{+3} cu cupru sau zinc și formarea $Pb(Cu, Zn)\ Fe_2\ (SO_4)_3(OH)_5$ de tip beaverit.

Coprecipitarea crește mult o dată cu creșterea concentrației de $CuSO_4$ și $ZnSO_4$ în soluție și scade o dată cu creșterea tăriei ionice a soluției sau o dată cu creșterea stoichiometrică a raportului $\frac{PbSO_4}{Fe^{+3}}$. Dacă cuprul și zincul se găsesc împreună în soluție, atunci cuprul coprecipită înaintea zincului.

— Nichelul, cobaltul și magnanul sînt, de asemenea, coprecipitate în jarositul de plumb prin înlocuirea ionilor Fe^{+3}, însă cu o viteză mai mică decît în cazul cuprului și zincului; potasiul, aurul, argintul prin substituirea plumbului se colectează chiar la concentrații mici ($< 1\ 000$ ppm Ag) în jarositul de plumb, care devine o sursă de metale prețioase.

Solubilizarea în acid sulfuric sub presiune de oxigen a avut ca scop trecerea selectivă a zincului în soluție, astfel încît cantitatea de cupru și fier solubilizat să fie minimă. Pentru acest lucru s-au efectuat experiențe în două variante :

— solubilizări la temperaturi și presiuni parțiale de oxigen relativ scăzute (t=90—110°C și $p_{O_2} = 3-4$ atm) ;

— solubilizări la temperaturi și presiuni parțiale de oxigen mai mari (t = 130—170°C și $p_{O_2} = 5-7$ atm).

Extracția majoritară a zincului se realizează în condițiile următorilor parametri :

— Raport molar $H_2SO_4/Zn = 1,2-1,4$. La o aciditate mai mare crește extracția zincului, dar crește și extracția cuprului și fierului în soluție, micșorînd selectivitatea procesului (fig. 1).

— Temperatura de reacție cea mai indicată este 105—110°C (fig. 2).

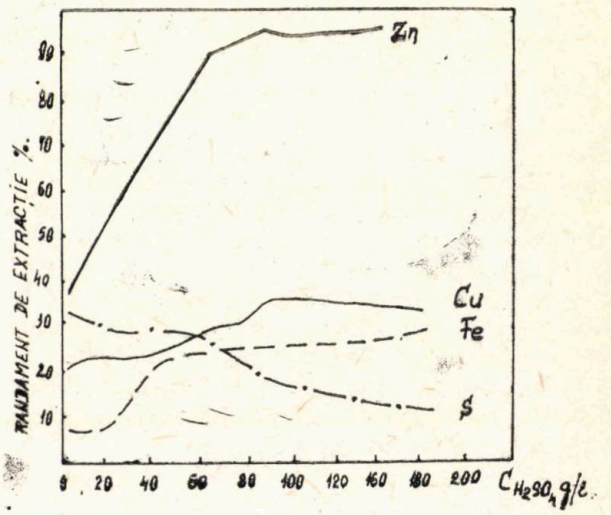


Fig. 1. Dependența extracției metalelor și sulfului de concentrația H_2SO_4: t = 100°C; p_{O_2} = 4 atm; L: S = 6: 1; τ = 4 ore

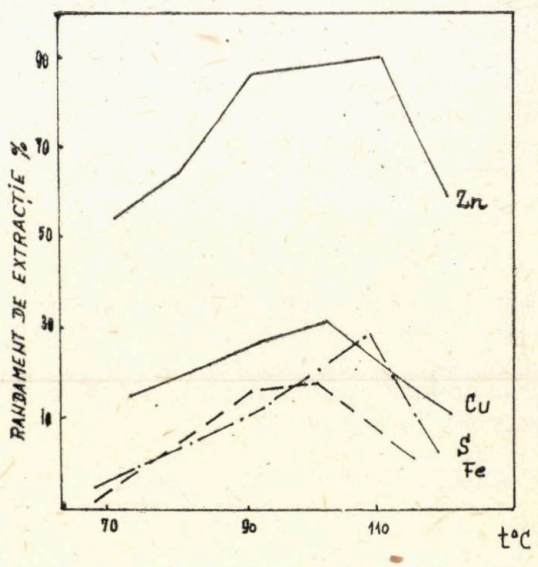


Fig. 2. Dependența extracției metalelor și sulfului de temperatură: $\frac{H_2SO_4}{Zn}$ = 1,22; L: S=6: 1; p_{O_2} = 4 atm; τ = 4 ore

— Creşterea presiunii parţiale a oxigenului va duce la creşterea randamentului de extracţie a zincului la timpi de reacţie mai mici. Astfel, un randament de 95% se atinge în patru ore la $p_{O_2} = 4$ atm; 3,2 ore la $p_{O_2} = 6$ atm; 2,5 ore la $p_{O_2} = 8$ atm; 2 ore la $p_{O_2} = 10$ atm.

O creştere peste aceste valori ale presiunii parţiale va duce la o creştere substanţială a cuprului, fierului şi sulfului în soluţie, deci la o micşorare a selectivităţii solubilizării (fig. 3).

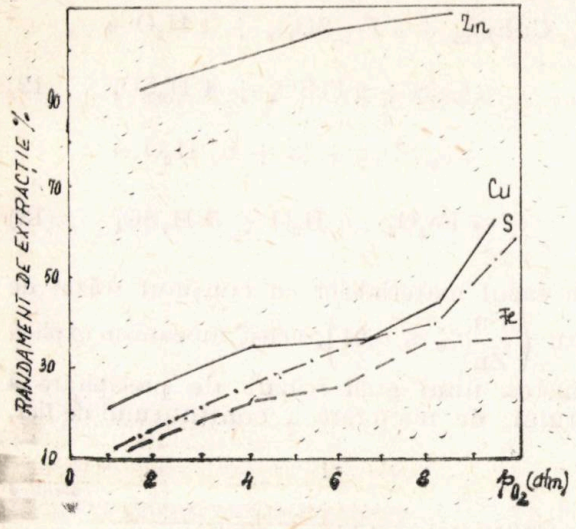


Fig. 3. Dependenţa extracţiei metalelor şi sulfului de p_{O_2}: $\frac{H_2SO_4}{Zn} = 1{,}22$; L: S = 6: 1; $t = 100°C$; $\tau = 4$ ore

— Raportul solid : lichid optim care asigură micşorarea volumului aparaturii la solubilizare a fost stabilit la 1 : 4 (tab. 1).

— Durata procesului nu trebuie să depăşească patru ore deoarece concomitent cu creşterea randamentului de extracţie a zincului cu 2—3% se dublează conţinutul de cupru şi fier din soluţie (fig. 4).

— Granulaţia materialului are un rol important în procesul de solubilizare. Utilizarea fracţiilor $\leqslant$ 0,044 mm asigură o desfacere în grăunţi monominerali ai materialului, ceea ce favorizează procesul de solubilizare selectivă a zincului (tab. 2).

Tabelul 1

Compoziţia soluţiilor de la solubilizare şi randamentele de extracţie ale Zn, Cu, Fe, S la diferite concentraţii ale pulpei: $t = 100°C$; $p_{O_2} = 4$ atm; $\frac{H_2SO_4}{Zn} = 1{,}22$; $\tau = 4$h

Raportul S: L	Compoziţia chimică a soluţiei g/l				Randamentul de extracţie, %			
	Zn	Cu	Fe	acid liber	Zn	Cu	Fe	S
8: 1	27,6	0,36	2,88	37,2	93,4	27,8	16,3	28,2
6: 1	36,4	0,82	9,53	51,2	91,4	34,0	24,5	28,4
5: 1	46,3	1,08	12,28	37,2	93,9	25,5	28,4	—
4: 1	56,2	0,82	10,17	45,6	94,0	23,2	27,2	—
3: 1	76,4	0,74	11,58	55,5	95,6	33,2	27,6	22,5

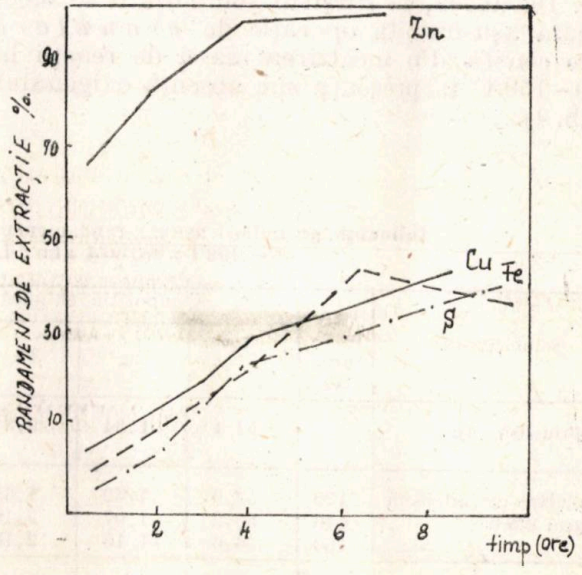


Fig. 4. Dependenţa extracţiei metalelor şi sulfului de timp: $\frac{H_2SO_4}{Zn} = 1{,}22$; $t = 105°C$; $p_{O_2} = 4$ at; L: S = 5: 1

Tabelul 2

Extracţia metalelor şi sulfului la solubilizarea diferitelor fracţii granulometrice ale concentratului ($t = 108°C$; $p_{O_2} = 4$ atm; 4 = h)

Granulaţia, mm	Raportul L: S	H_2SO_4 Zn	Compoziţia chimică a turtei, %				Randamentul de extracţie, %			
			Zn	Cu	Fe	S	Zn	Cu	Fe	S
				2 800 rot/min						
+0,053	5/1	1,18	2,37	2,23	39,0	51,0	92,2	16,15	22,2	15,0
	4/1	1,18	1,76	2,30	38,6	55,0	94,3	14,6	15,6	8,5
+0,044	4/1	1,15	1,62	1,90	39,8	56,3	95,8	12,6	9,3	10,9
−0,044	4/1	1,12	1,21	1,52	41,0	56,0	96,5	22,1	8,9	8,00
				980 rot/min						
+0,053	4/1	2,22	3,94	2,94	—	54,6	88,9	13,2	—	26,5
+0,044	4/1	2,22	1,97	3,00	—	55,7	94,7	10,1	—	28,0
−0,044	4/1	1,98	1,31	2,40	—	56,0	97,3	7,60	—	26,3

Tabelul 3

Influența turației asupra extracției metalelor $t = 108°C$; $p_{O_2} = 4$ atm; L : S = 4 : 1; $\frac{H_2SO_4}{Zn} = 2{,}33$; $\tau = 4h$

Turația agitatorului, rot/min	Compoziția chimică a turtei, %				Randamentul de extracție, %			
	Zn	Cu	Fe	Cd	Zn	Cu	Fe	Cd
740	5,76	2,44	40,4	0,006	83,5	23,3	6,6	90,4
980	1,98	2,61	39,2	0,004	94,8	24,8	16,8	94,0
1 440	1,85	2,35	40,4	0,004	95,4	26,0	18,8	94,7
2 800	1,9	2,24	40,4	0,004	95,4	40,2	20,6	95,0

— Creșterea vitezei de rotație a agitatorului favorizează pozitiv extracția zincului (tab. 3).

— Prezența sulfului elementar fin dispersat în proporție de 20—24% în reziduuri de la solubilizare îngreuiază separarea și filtrarea pulpei. De aceea, la sfîrșitul solubilizării se efectuează așa-numita operație de *granulare* care constă din încălzirea masei de reacții la 130—150°C în prezența sau absența oxigenului (tab. 4).

Se presupune că la granulare au loc următoarele reacții :

$$CuFeS_2 + CuSO_4 \rightarrow 2\,CuS + FeSO_4 \quad (10)$$

$$4\,CuFeS_2 + 7\,CuSO_4 + 4\,H_2O \rightarrow$$

$$\rightarrow 3\,CuS + 4\,Cu_2S + 4\,FeSO_4 + 4\,H_2SO_4 \quad (11)$$

$$CuFeS_2 + 4\,Fe_2(SO_4)_3 + 4\,H_2O \rightarrow$$

$$\rightarrow CuS + 9\,FeSO_4 + 4\,H_2SO_4 \quad (12)$$

$$Fe_2(SO_4)_3 + (3 + n)\,H_2O \rightarrow$$

$$\rightarrow Fe_2O_3 \cdot n\,H_2O + 3\,H_2SO_4 \quad (13)$$

În cazul materialelor cu conținut scăzut de cupru $\left(\frac{Cu}{Zn}\% \leqslant 0{,}04\right)$, acest mecanism explică obținerea unui grad scăzut de precipitare a cuprului, de micșorare a conținutului de fier,

Tabelul 4

Influența granulării asupra randamentului de trecere în soluție a metalelor și sulfului: $t = 108°C$; $p_{O_2} = 4$ atm; L : S = 4 : 1; $\tau = 3{,}5h$; $H_2SO_4/Zn = 2{,}33$

Solubilizarea	Temperatura, °C	Compoziția chimică a soluției, g/l					Randamentul de extracție, %			
		Zn	Cu	Fe	S	acid liber	Zn	Cu	Fe	S
Propriu-zisă, 4h		54,1	1,54	9,8	11,04	93,3	95,4	30,2	20,6	29,8
Granulare cu adaos de oxigen, 0,5 h	130	52,9	1,32	1,65	9,50	93,5	94,95	28,2	16,4	17,0
	140	53,2	1,07	2,18	9,54	76,3	95,9	21,3	15,6	16,4
	150	56,6	1,10	2,18	10,4	79,2	95,4	21,0	15,3	16,3
Fără adaos de oxigen, 0,5 h	130	58,6	1,04	7,15	11,8	95,1	96,9	15,0	13,3	15,5
	140	57,2	0,50	10,3	12,9	89,5	96,9	9,4	20,3	—
	150	56,3	0,12	11,89	14,8	90,0	95,8	2,7	23,7	14,8

— Se observă că după efectuarea operației de granulare în prezența oxigenului se realizează o micșorare a solubilizării cuprului cu 10%, a fierului cu 5%, a sulfului cu 12%, în timp ce extracția zincului nu se modifică.

— Efectuarea operației de granulare în absența oxigenului duce la o scădere bruscă a concentrației cuprului în soluție (pînă la 2,7%); fierul crește cu 3,1%, în timp ce extracția zincului practic nu se modifică.

În cadrul operației de granulare au loc interacțiuni între $ZnSO_4$ și $CuSO_4$ cu sulfurile de fier care contribuie la scăderea concentrației de cupru în soluție și la creșterea conținutului de fier și sulf (creșterea acidității soluției).

precum și creșterea conținutului de acid sulfuric în soluție. Cînd conținutul de cupru este mai mare $\frac{Cu}{Zn}\% = 1{,}2—3{,}3$, se reduce $Fe_2(SO_4)_3$ la $FeSO_4$, iar reacția (13) nu mai are loc.

Solubilizarea la temperaturi și presiuni ridicate constă în principiu din solubilizarea la temperaturi cuprinse între 130 și 170°C și presiuni parțiale de oxigen 5—7 atm cu obținerea a trei faze :

— soluția apoasă de $ZnSO_4$ cu conținut ridicat de zinc ;

— sulful elementar topit ;

— faza solidă care conține jarositul de plumb (în care se concentrează cuprul, fierul, aurul, argintul), ganga și sulfurile nereacționate.

Solubilizarea s-a efectuat în următoarele condiţii : temperatura 150°C ; p_{O_2} = 7 atm ; timpul de reacţie o oră ; granulaţia materialului < < 0,074 mm, cantitatea de H_2SO_4 reprezentînd cca 50% exces faţă de cantitatea stoichiometric necesară zincului din concentrat. Extracţia iniţială a zincului din concentrat a fost de 97%. Soluţia în această fază conţine însă mari cantităţi de cupru şi fier datorită condiţiilor puternic acide de solubilizare. Prin adaos de prafuri volatile cu conţinut de ZnO astfel încît raportul $\frac{Zn_{concentrat}}{Zn_{prafuri}} = 2:1$, se realizează o neutralizare a masei de reacţie (pH = 5,2) şi o precipitare avansată a cuprului şi fierului. Compoziţia soluţiei finale a fost : 152 g/l Zn ; 0,004 g/l Fe ; 0,018 g/l Cu. Extracţia totală a zincului după adaosul de prafuri volatile a fost de 94,2% datorită unei incomplete dizolvări a zincului din prafurile volatile.

Reziduul se tratează cu electrolit (50 g/l Zn, 180 g/l H_2SO_4) la 65°C timp de o oră ; pH-ul masei de reacţie variază de la 5,2 la 3. După filtrarea şi spălarea masei de reacţie, concentraţia zincului în solid a scăzut de la 7,32 la 2,2% corespunzătoare unei extracţii totale de 98,4% Zn. La un pH = 3 se obţine o redizolvare minimă a fierului, iar la pH = 2 sau pH = 1 se redizolvă mai mult fier, extracţia zincului fiind limitată.

Reziduul de la dizolvarea zincului se supune flotării în scopul obţinerii sulfului elementar. În urma flotării se obţin un concentrat de sulf, sulfat de plumb, plumb jarosit şi gangă. Concentratul flotat conţine 96% din sulf elementar, 0,8% din plumb şi 17% din argint.

Analiza de raze X efectuată asupra reziduului de la flotaţie relevă următoarea compoziţie : 44% Pb jarosit, 14% $PbSO_4$, 19,7% oxid de fier, 22,3% gangă (include S elementar, silice etc.).

Reziduul de la flotaţie, tratat la 90—95°C cu soluţii puternic acide (250 g/l H_2SO_4), duce la descompunerea jarositului de plumb cu formarea $PbSO_4$ şi $Fe_2(SO_4)_3$ solubil. În figura 5 se prezintă fluxul solubilizării la temperaturi ridicate a concentratelor complexe în autoclavă cu oxigen şi acid sulfuric.

Studiile teoretice efectuate, ca şi experienţele preliminare au arătat că cei mai importanţi factori ai procesului sînt următorii : temperatura z_1, presiunea parţială a oxigenului z_2, raportul H_2SO_4/Zn z_3 şi durata procesului z_4. Deşi asupra desfăşurării procesului de solubilizare acţionează şi alţi factori (raportul L/S, granulaţia materialului, turaţia agitatorului), condiţiile concrete de realizare a cercetării nu au impus varierea acestor factori ci fixarea lor la valori convenabile : granulaţia materialului = −0,074

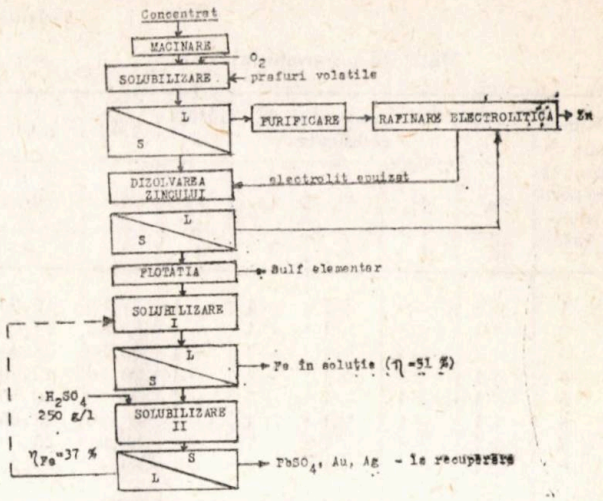


Fig. 5. Fluxul solubilizării concentratelor complexe la temperaturi ridicate

+ 0,044 mm ; turaţia agitatorului 900 rot/min ; raportul L/S = 4/1.

Determinările experimentale s-au efectuat pe baza unui program EFF2^{4-1} (experiment factorial fracţionat), condiţiile de realizare a experimentului (nivelurile zero ale factorilor, intervalele lor de variaţie, nivelurile superior şi inferior ale acestora) fiind prezentate în tabelul 5, iar rezultatele experimentale în tabelele 6 şi 7.

Tabelul 5

Condiţiile de realizare a experimentului EFF 2^{n-1}

Caracteristici	Parametrii procesului			
	T, °C z_1	p_{O_2} atm., z_2	H_2SO_4/Zn, mol, z_3	t, h, z_4
Nivel zero, z_i	100	4	1,5	3,5
Interval de variaţie, Δz_i	10	1	0,5	0,5
Nivel superior, +1	110	5	2,0	4
Nivel inferior, −1	90	3	1,0	3

Tabelul 6

Rezultatele experimentale

Numărul de puncte experimentate	Parametrii procesului în unităţi naturale				η_{Zn}, η_{Cu}	
	z_1	z_2	z_3	z_4	%	
1	90	3	1	4	78,5	20,2
2	110	3	1	3	82,4	26,6
3	90	5	1	3	80,2	23,4
4	110	5	1	4	90,7	33,3
5	90	3	2	3	77,5	21,1
6	110	3	2	4	85,6	29,3
7	90	5	2	4	83,3	25,4
8	110	5	2	3	89,8	33,5
9*	140	5	2	1	92,6	12,6
10*	160	5	1	1	93,8	7,4

* Prin aceste experienţe s-a urmărit efectul operaţiei de granulare asupra trecerii cuprului din soluţie în reziduu

Tabelul 7

Matricea programului EFF 2^{4-1}

Numărul de puncte experimentate	Parametrii procesului în unităţi codificate					η Zn	η Cu
	x_0	x_1	x_2	x_3	x_4	y_I	y_{II}
	0	1	2	3	4	5	6
1	+1	−1	−1	−1	+1	77,85	19,95
2	+1	+1	−1	−1	−1	83,05	27,20
3	+1	−1	+1	−1	−1	80,80	23,65
4	+1	+1	+1	−1	+1	90,10	32,70
5	+1	−1	−1	+1	−1	76,90	20,50
6	+1	+1	−1	+1	+1	86,20	29,55
7	+1	−1	+1	+1	+1	83,95	26,00
8	+1	+1	+1	+1	−1	89,15	33,25

Cercetarea pe bază de experiment factorial prezintă o serie de avantaje în comparaţie cu experimentul clasic, şi anume :

— reducerea numărului de determinări ;

— posibilitatea obţinerii prin calcule relativ simple a dependenţei analitice (ecuaţia de regresie) dintre performanţa procesului şi parametrii acestuia ;

— erori minime de calcul al coeficienţilor ecuaţiei de regresie, datorită varierii simultane a tuturor parametrilor.

În tabelul 6 sînt centralizate condiţiile de desfăşurare a programului experimental (coloanele 1—4), precum şi rezultatele privind randamentele de solubilizare ale zincului şi cuprului.

Datele cuprinse în tabelul 6 reprezintă media a două determinări paralele, iar experienţele 9 şi 10 cuprind şi faza de g r a n u l a r e care are ca scop mărirea selectivităţii procesului de solubilizare. Se constată o mică creştere a randamentului de solubilizare, dar concentraţia cuprului în soluţie se micşorează mult.

Aplicarea granulării permite obţinerea unor soluţii finale cu un conţinut de cel mult 0,5—1,5 g/l cupru care reprezintă 10—15%, extracţia zincului creşte cu 2—3%, iar trecerea fierului în soluţie reprezintă 3—4%. Concentraţia acidului sulfuric creşte de la 4—7 la 20—25 g/l.

Concluzii

Din analiza cercetărilor experimentale efectuate, se desprind cîteva concluzii referitoare la condiţiile în care trebuie să se desfăşoare procesul de solubilizare selectivă a zincului din concentratele complexe, şi anume :

— Parametrii procesului de solubilizare sînt : temperatura, presiunea parţială a oxigenului, raportul molar $\frac{H_2SO_4}{Zn}$, durata procesului, granulaţia materialului şi turaţia agitatorului. Dintre aceştia, cei mai importanţi în ceea ce priveşte comportarea zincului şi a cuprului sînt temperatura şi presiunea parţială a oxigenului. Tipul de concentrat, respectiv raportul $\frac{Cu}{Zn}$ şi prezenţa fierului au o mare importanţă în procesul de solubilizare selectivă a zincului.

— În experienţele efectuate conform programului $EFF2^{4-1}$, s-au obţinut randamente de solubilizare ale zincului cuprinse între 77,5 şi 90,7%, iar prin efectuarea operaţiei de „granulare" la 140—160°, randamentele au crescut obţinîndu-se valori de 92,6 — 93,8%.

— Valorile maxime ale randamentelor de extracţie ale zincului, corelate cu o trecere redusă a cuprului în soluţie, s-au obţinut în următoarele condiţii : temperatura = 110°C ; presiunea parţială a oxigenului = 5 atm ; raportul molar $\frac{H_2SO_4}{Zn} = 1$; timpul = 4 ore, solubilizarea fiind urmată de o granulare efectuată timp de o oră la 160°C.

În tabelul 7, valorile calculate pe baza ecuaţiei de regresie sînt foarte apropiate de valorile experimentale, ceea ce dovedeşte că relaţiile stabilite descriu adecvat procesul de solubilizare selectivă a zincului.

— Procedeul de solubilizare a concentratelor complexe, cu extragerea selectivă a zincului în soluţie, impune prelucrarea reziduurilor în care s-au concentrat cuprul, plumbul, fierul şi metalele preţioase (Au, Ag).

— Soluţiile de sulfat de zinc obţinute la solubilizare se utilizează la electroliză, în scopul obţinerii zincului electrolitic.

BIBLIOGRAFIE

[1] P e t e r, H. Yu., C h a r l e s, K. H a n s e n şi M i l t o n, E. W a d s w o r t h. În: Metallurgical Transactions, S.U.A., nr. 9 sept. 1973, vol. 4, p. 2137—2144.

[2] N a b o i c e n k o, S. S., E l i s e e v, E. I. În: Ţvetnie metali, U.R.S.S., nr. 1, 1969, p. 39.

[3] P i n i g h i n, V. K., N a b o i c e n k o, S. S., H u d i a k o v, I. F. În: Ţvetnie metalli, U.R.S.S., nr. 6, 1974, p. 23.

[4] N a b o i c e n k o, S. S., B o l a t i n e v, K. N., H a l e m s k i i, O. A. În: Ţvetnie metalli, U.R.S.S., nr. 3, 1985, p. 26.

[5] U e d a, K., K o b a y a s h i, K., Y a m a g u c h i, K. În: Min. Eng., Japonia, 1984, 36, 1 p. 69.

[6] N a b o i c e n k o, S. S., K h a r i t i d i, E. Z., K o r y u k i n, B. M. Obogashch. Rud Leningrad, 1984.

Dr. ing. P. Moldovan,
dr. ing. N. Panait, ing. Lidia Cristea
și ing. Gabriela Popescu
Institutul Politehnic București

Cercetări privind cinetica și transferul de masă la tratarea în vid a aliajelor lichide Al-Mg și Al-Zn de mare puritate

CZ: 669.245—154

Tratarea în vid a aliajelor lichide de aluminiu constituie o alternativă practică, de mare perspectivă, pentru obținerea unor materiale de mare puritate, fără gaze, impurități metalice și incluziuni nemetalice sau intermetalice [1].

În procesul de vidare a aliajelor de aluminiu deformabile, concomitent cu eliminarea sodiului care constituie o impuritate dăunătoare cu tensiune mare de vapori, se produc și pierderi de elemente de aliere volatile : Mg, Zn ș.a. Lucrările publicate în literatură care abordează aceste probleme sînt limitate [2].

Metoda de investigație

Experimentările efectuate au avut drept scop studiul comportării Mg și Zn din aliajele binare din sistemul Al—Mg (cu 0,5 — 5% Mg) și Al—Zn (cu 2,5 — 6% Zn) la tratarea acestora în vid.

Materiile prime și materialele utilizate au fost următoarele :

— metale obținute prin electroliză sau rafinate prin distilare (Al, Mg, Zn), de puritate 99,7 — 99,99% ;

— flux de protecție cu compoziția 45% NaCl, 45% KCl și 10% NaF.

— soluție de NaOH 10% pentru curățarea probelor înainte de vidare ;

— soluție de HF 1% pentru atacul probelor șlefuite.

Instalația a fost concepută și realizată pentru experimentări de laborator, avînd capacitatea maximă de 500 g aliaj de aluminiu (fig. 1). O atenție deosebită s-a acordat etanșării perfecte a camerei de vid pentru a nu se produce aspirația aerului din exterior.

Creuzetele utilizate au fost confecționate din alumină sinterizată, pentru a se evita interacțiunea aliajului cu materialul creuzetului. Răcirea cu apă a capacului camerei de vid asigură reținerea condensului de Mg și Zn. Măsurarea și reglarea automată a temperaturii s-au realizat cu ajutorul unui termocuplu Pt — PtRh 10 și respectiv al sistemului de reglare automată SRA — 1.

Principalii parametri de lucru au fost temperatura și presiunea remanentă a gazelor din sistem, care s-au ales în funcție de temperaturile de topire ale aliajelor și de tensiunile de vapori ale Mg și Zn la temperatura de lucru.

După extragerea aerului, cu ajutorul pompei de vid, camera de lucru s-a umplut cu argon purificat în prealabil. Temperatura de lucru a fost de 720°C pentru aliajele Al—Mg și 680°C pentru aliajele Al—Zn, iar durata de tratare în vid a fost de 10 — 15 minute (tab. 1).

Rezultatele experimentale și interpretarea lor

Din dependența tensiunii de vapori a elementelor de temperatură (fig. 2) se observă că la cca 1000 K tensiunea de vapori a aluminiului este $\sim 1.10^{-7}$ mmHg, iar pentru Fe, Si, Cu, Ti, Zr aceste valori sînt neinsemnate. Tensiunea de vapori a magneziului pur la această temperatură este ~10 mm Hg, iar pentru Zn pur este 100 mm Hg. În aliajele pe bază de aluminiu (fig. 3) se constată o scădere pronunțată a tensiunii de vapori (calculată din date termodinamice), în raport cu valoarea pentru metale în stare pură.

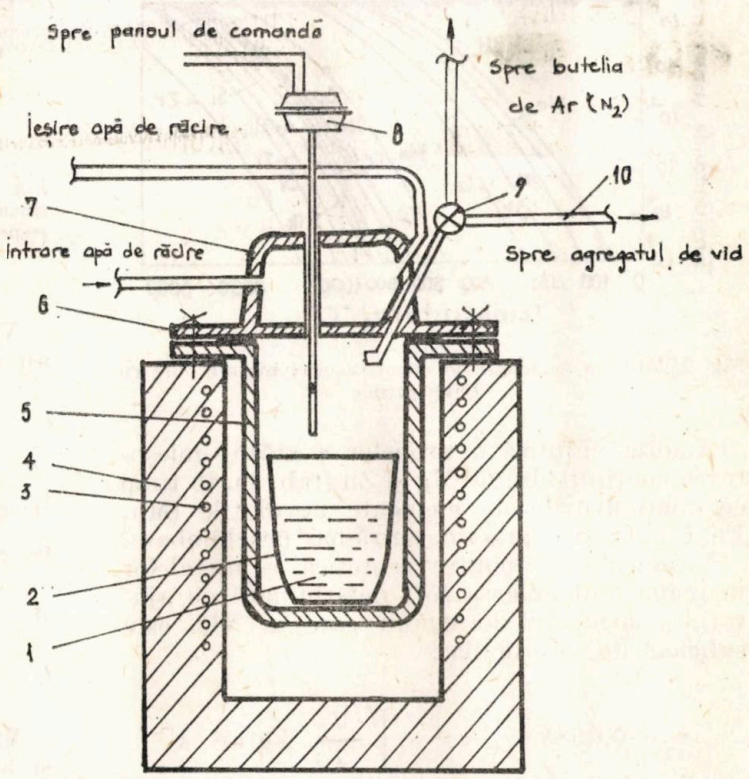


Fig. 1. Schema instalației de tratare în vid a aliajelor de aluminiu: *1* — aliaj lichid; *2* — creuzet din alumină sinterizată; *3* — rezistență de încălzire (Kanthal); *4* — cuptor electric cu rezistoare; *5* — cameră de vid din oțel inoxidabil; *6* — ecran de protecție; *7* — capac răcit cu apă; *8* — termocuplu Pt — PtRh10; *9* — robinet cu trei căi

Tabelul 1

Parametrii de lucru și conținutul elementelor volatile la tratarea în vid a aliajelor Al-Mg și Al-Zn

Compoziția aliajului	Parametrii procesului de tratare în vid			Conținutul * de elemente volatile, %	
	temperatura, °C	presiunea remanentă minimă, mmHg	durata totală, min	inițial	final
Aliaje Al—Mg					
0,62 % Mg	720	0,03	15	0,62	0,58
0,76 % Mg	720	0,03	15	0,76	0,29
2 % Mg	720	0,06	15	2,00	1,58
3,3 % Mg	720	0,07	15	3,30	3,24
5 % Mg	720	0,19	15	5,07	4,86
Aliaje Al—Zn					
2,5 % Zn	680	1,4	15	2,5	1,98
3,0 % Zn	680	1,7	15	3,0	2,40
5,9 % Zn	680	2,8	15	5,9	3,95

* Valorile medii a cîte trei experiențe

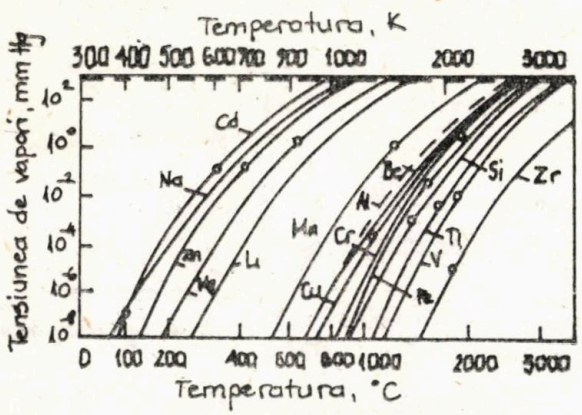


Fig. 2. Variația tensiunii de vapori a unor metale pure cu temperatura

Analiza chimică a probelor a arătat micșorarea conținutului de Mg și Zn (tab. 1), în timp ce conținuturile de elemente nevolatile (Mn, Fe, Cu, Ti, Si), practic, au rămas neschimbate.

Viteza de evaporare teoretică a metalelor în regim molecular a fost determinată cu ajutorul relației lui Langmuir care în vid este suficient de verosimilă :

$$v_i = 0{,}0583 \cdot \gamma_i \cdot x_i \cdot p_i \sqrt{\frac{M_i}{T}}, \ \text{kg/m}^2 \cdot \text{s} \qquad (1)$$

în care :

v_i este cantitatea de metal (Mg, Zn) care se evaporă pe 1 m² suprafață de aliaj topit în decurs de 1 s;

γ_i — coeficientul de activitate termodinamică a elementului în baia metalică ;

x_i — fracția molară a elementului ;

p_i — presiunea de vapori a elementului, mmHg ;

M_i — masa moleculară a elementului, kg/kmol.

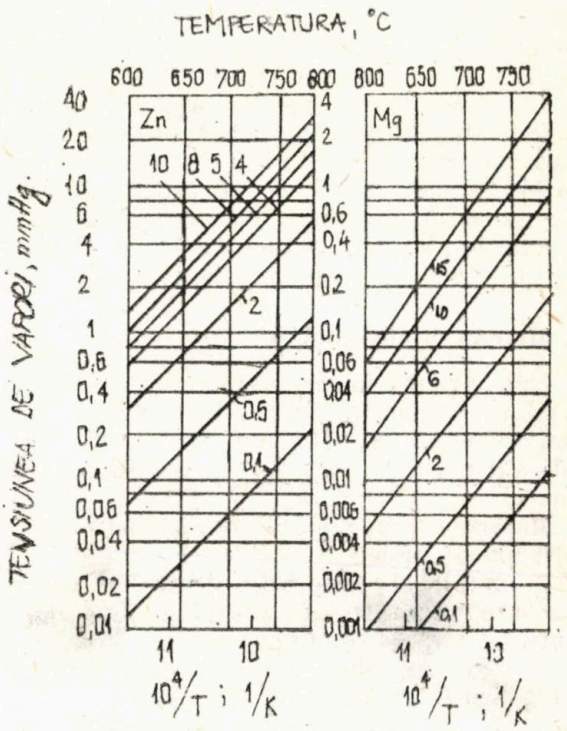


Fig. 3. Dependența de temperatură a tensiunii de vapori a zincului și magneziului în aliajele binare lichide Al—Zn și respectiv Al—Mg; cifrele de pe curbe arată conținutul de Zn (Mg) în aliajul binar în procente masice

Vitezele de evaporare practice ale Mg și Zn au fost determinate din relația :

$$v_i = (m_i - m_f) \cdot \frac{1}{A \cdot t}, \ \text{kg/m}^2 \cdot \text{s} \qquad (2)$$

în care :

m_i și m_f sînt masele de element volatil înainte și după evaporare, kg;

A — aria suprafeței de evaporare a creuzetului, m² ;

t — durata procesului de evaporare, s.

Viteza de evaporare practică a magneziului și a zincului din aliajele de aluminiu deformabile este influențată și de alți factori, ca : temperatura și condițiile de condensare ; starea și mărimea suprafeței topiturii ; presiunea remanentă în camera de vid ; interacțiunile atomice (tab. 2).

Tabelul 2

Coeficienții de transfer de masă și vitezele de evaporare a Mg și Zn din aliajele binare Al-Mg și Al-Zn, la tratarea în vid

Nr. aliajului	Marca aliajului	Concentrația de echilibru a elementului de aliere, % masice	Coeficientul de transfer de masă în topitură a elementului de aliere, β, cm/s		Viteza de evaporare, kg/m² · s	
			teoretic	practic	teoretică	practică
	Aliaje Al—Mg		β_{Mg}	β_{Mg}		
1	AlMg 0,62	0,25		$2,77 \cdot 10^{-4}$	$9 \cdot 10^{-8}$	$2,8 \cdot 10^{-5}$
2	AlMg 0,76	0,25		—	$9 \cdot 10^{-8}$	$3,3 \cdot 10^{-4}$
3	AlMg 2	0,75	$7,5 \cdot 10^{-3}$	—	$8,2 \cdot 10^{-7}$	$2,9 \cdot 10^{-4}$
4	AlMg 3,3	0,78		$9,8 \cdot 10^{-4}$	$1,1 \cdot 10^{-6}$	$4,1 \cdot 10^{-5}$
5	AlMg 5	2,37		$1,95 \cdot 10^{-4}$	$8,2 \cdot 10^{-6}$	$1,5 \cdot 10^{-4}$
				$\overline{\beta_{Mg}} = 4,8 \cdot 10^{-4}$		
	Aliaje Al—Zn		β_{Zn}	β_{Zn}		
6	AlZn 2,5	1,93		$5,8 \cdot 10^{-3}$	$3 \cdot 10^{-2}$	$3,6 \cdot 10^{-4}$
7	AlZn 3	2,34	$1 \cdot 10^{-2}$	$5,78 \cdot 10^{-3}$	$5 \cdot 10^{-4}$	$4,1 \cdot 10^{-4}$
8	AlZn 5,9	3,81		$7,2 \cdot 10^{-3}$	$1,3 \cdot 10^{-3}$	$1,35 \cdot 10^{-3}$
				$\overline{\beta_{Zn}} = 6,26 \cdot 10^{-3}$		

Viteza procesului de evaporare a metalelor volatile (Mg, Zn) în timpul tratării aliajului lichid în vid, în condiții statice, este limitată de etapa cea mai lentă, adică de transferul de masă al acestora din baia metalică spre suprafața de separare lichid-gaz.

Expresia diferențială care descrie desfășurarea procesului de evaporare a elementelor volative (Mg, Zn), din baia metalică, în aceste condiții va fi:

$$-V_l dc_l = A\beta(c_l - Lc_g)dt \qquad (3)$$

în care:

V_l este volumul aliajului lichid, cm³;

c_l și c_g — concentrațiile de Mg sau Zn în faza lichidă (la un moment dat), respectiv în faza gazoasă, % masice;

A — suprafața de separație lichid — fază gazoasă, cm²;

β — coeficientul de transfer de masă a Mg (Zn), cm/s;

$$L = \frac{K_a}{K_d} = \left(\frac{c_l}{c_g}\right)_{echilibru}$$

unde K_a și K_d sînt constantele proceselor de adsorbție, respectiv desorbție;

t — timpul, s.

Integrînd relația (3) și ținînd seamă că $Lc_g = c_g$, c_e fiind concentrația de echilibru a lichidului cu faza gazoasă, se obține:

$$\ln(c_l - c_e) = -\frac{A_l \cdot \beta}{V} t + c_i \qquad (4)$$

Pentru $t = 0$, $c_l = c_{l_i}$ (unde c_{l_i} este concentrația inițială a Mg(Zn) la echilibru) și constanta de integrare $c_i = \ln(c_{l_i} - c_e)$, rezultă:

$$2,3 \log \frac{c_l - c_e}{c_{l_i} - c_e} = -\beta \frac{A_l}{V_l} \cdot t \qquad (5)$$

Din reprezentarea grafică a acestei relații (cunoscînd $A \simeq 16$ cm² și $V \simeq 80$ cm³) s-a determinat coeficientul de transfer de masă β pentru Mg și Zn în aliajele Al—Mg și Al—Zn (tab. 2).

Concentrațiile de echilibru ale magneziului (Al—Mg) și zincului (Al—Zn) s-au determinat conform relațiilor (6) și (7):

$$x_i = \frac{p_i}{p_i^0 \cdot \gamma_i^0} \qquad (6)$$

unde:

x_i este fracția molară a componentului i (Mg sau Zn);

γ_i^0 — coeficientul de activitate termodinamică în soluții diluate Al — i;

p_i și p_i^0 — tensiunile de vapori în aliaj, respectiv în stare pură a elementului i.

$p_{Mg(Al-Mg)}$ și $p_{Zn(Al-Zn)}$ s-au determinat grafic din figura 3, iar γ_{Mg} și γ_{Zn} din datele lucrării [3].

$$\gamma_{Mg}^0 = 0,18 \text{ și } \gamma_{Zn}^0 = 1,92,$$

$$[\%i] = \frac{x_i \cdot M_i}{x_i \cdot M_i + x_{Al} \cdot M_{Al}} \cdot 100, \ \% \qquad (7)$$

De asemenea, s-a calculat β din relația:

$$\beta = \frac{D}{\delta} \qquad (8)$$

unde :

D este coeficientul de difuzie a Mg (Zn) în aluminiul lichid, cm²/s ;

δ — grosimea stratului la limita lichid — gaz, cm ;

$$\delta = \sqrt{D \cdot \tau} \qquad (9)$$

Durata τ a curgerii convective la limita de separare a fazelor este [4] :

$$\tau = \sqrt{\eta \cdot c/g \cdot \omega \cdot q},\ \text{s} \qquad (10)$$

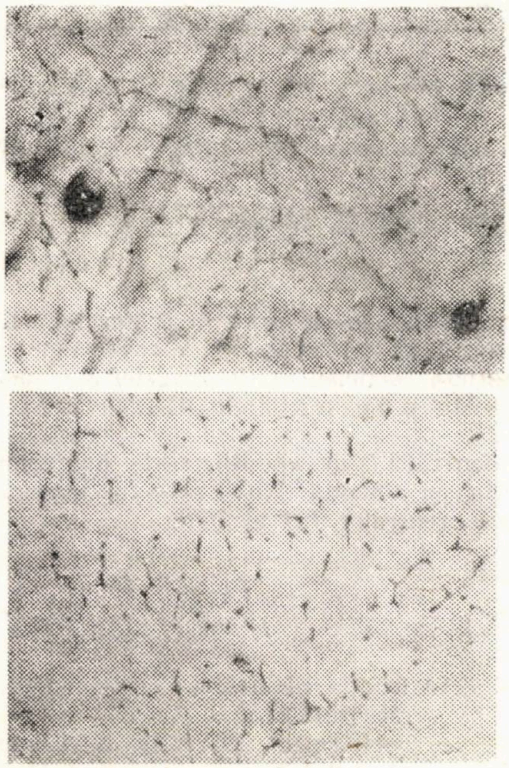
unde :

η este viscozitatea dinamică a aliajului, g/cm, s ;

c — căldura specifică a aliajului, cal/g.grad ;

ω — coeficientul de dilatare volumică a aliajului, grad^{-1} ;

q — căldura medie, cal/cm²·s : $q = 4{,}96\left(\frac{T}{100}\right)^4$



a)

b)

Fig. 4. Microstructura aliajului Al—Mg 0,76: *a* — înainte de tratarea în vid; *b* — după tratarea în vid; atac HF 1%; mărire 100×

Din datele existente în literatura de specialitate s-a dedus pentru β_{Mg} (la temperatura de 720°C) valoarea $7{,}5 \times 10^{-3}$ cm/s, iar pentru β_{Zn} (la temperatura de 680°C) valoarea $1 \cdot 10^{-2}$ cm/s (tab. 2).

Din datele obținute în cadrul experimentărilor s-a constatat că, la degazarea statică a aliajelor de Al (fără agitarea băii metalice), procesul de evaporare a metalelor volatile (Mg, Zn) se supune acelorași legi ca și procesul de eliminare a hidrogenului. Cinetica procesului este determinată practic de transferul de masă al magneziului și zincului în baia metalică, în timp ce procesele de transfer de masă prin stratul de la limita fazelor lichid — — gaz și în faza gazoasă (și trecerea în stare de vapori și condensarea Mg și Zn) au un rol secundar. Datorită convecției naturale în topitură, coeficientul de transfer de masă se micșorează ($\overline{\beta}_{Mg(practic)} = 4{,}8 \cdot 10^{-4}$ cm/s, iar $\beta_{Mg(teoretic)} = 7{,}5 \cdot 10^{-3}$ cm/s ; $\beta_{Zn(practic)} = 6{,}3 \cdot 10^{-3}$ cm/s, iar $\beta_{Zn(teoretic)} = 1 \cdot 10^{-2}$ cm/s).

La tratarea în vid se constată o scădere pronunțată a microporozității aliajelor (fig. 4 *a*, *b*).

Pentru obținerea unor pierderi cît mai reduse de elemente volatile (Mg, Zn) este necesar să se aleagă corespunzător parametrii procesului de tratare în vid. Astfel, presiunea remanentă în camera de vidare sau în cuptorul de menținere trebuie să fie mai mare decît tensiunea de vapori a componentului volatil (Mg sau Zn) la temperatura de lucru. În aceste condiții, viteza de eliminare (prin difuzie) a Mg sau Zn, chiar din stratul superficial al topiturii metalice, este redusă, iar formarea bulelor este exclusă.

Concluzii

S-a efectuat, în fază de laborator, într-o instalație de concepție proprie, tratarea în vid, în condiții statice, a topiturilor din sistemele binare Al—Mg și Al—Zn.

Din analizele efectuate s-a constatat scăderea diferită a concentrației de elemente volatile (Mg, Zn), în timp.

Pe baza datelor experimentale s-au calculat vitezele de evaporare practice ale Mg și Zn care s-au comparat cu cele teoretice, calculate din relația lui Langmuir.

De asemenea, datele obținute în cadrul lucrării au permis calculul coeficienților de transfer de masă ai Mg și Zn.

S-a constatat că procesul de eliminare a Mg și Zn din aliajele de aluminiu este limitat de transferul de masă al acestor elemente în baia metalică.

Rezultatele experimentărilor permit evaluarea pierderilor de metale volatile (Mg și Zn) la tratarea în vid a aliajelor de aluminiu în vederea degazării și stabilirii presiunii remanente (la o temperatură dată), care să asigure pierderi cît mai reduse ale acestora.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N., Buzatu, M. *Elaborarea și turnarea aliajelor neferoase speciale*. București, Ed. didactică și pedagogică, 1985.

[2] Altman, M. B., Glotov, E. B., Zasipkin, B.A., Makarov, G. S. *Vakuumirovanie aliuminievih splavov*. Moscova, Metallurghia, 1977.

[3] Sigworth, G. K., Engh, T. A. În: Scandinavian Journal of Metallurgy, Suedia, 1982, vol. 11, p. 143—149.

[4] Kraus, Th. În: Neue Hütte, R.D.G., 1972, vol. 17, nr. 10, nr. 12.

Dr. ing. V. Brabie, ing. G. Neagu, ing. P. Toboc și ing. C. Bălescu
Institutul Politehnic București

Cercetări privind desulfurarea fontelor de turnătorie

CZ : 659.13 :669.18.046.546.2

Tratarea în stare lichidă cu pulberi reactive a fontelor turnate în piese, în vederea obținerii unor conținuturi cît mai scăzute de sulf, reprezintă o tehnologie nouă, utilizată în turnătorii.

După cum s-a arătat în lucrările anterioare [1], [2] diferiți agenți desulfuranți au fost injectați în fonta lichidă în vederea desulfurării. Pulberea de CaO reprezintă o alternativă economică și eficace față de folosirea altor pulberi desulfurante.

Principalele cerințe care se impun pulberilor de var pentru a putea fi folosite în procesul de tratare prin injecție sînt următoarele : pulberea să fie granulară ; dimensiunea fracției granulare să fie cuprinsă între 0,1 și 0,9 mm ; produsul să nu fie supus fenomenului de aglomerare ; conținutul de apă să fie redus și higroscopicitatea mică.

Considerații teoretice

Utilizarea varului pur ca agent desulfurant duce în general la rezultate limitate, deoarece în urma reacției de desulfurare se eliberează oxigen care reacționează cu siliciul din baia metalică, în conformitate cu reacția următoare :

$$CaO_{(s)} + [S] + 1/2[Si] = CaS_{(s)} + 1/2SiO_{2(s)} \quad (1)$$

$$\Delta G^\circ = -192342 + 87{,}98\ T,\ J/mol$$

Silica rezultată din reacția (1) duce la formarea unui strat de silicat de calciu (2 CaO SiO_2), în jurul granulelor de var (fig. 1). Stratul de silicat de calciu se caracterizează printr-un punct ridicat de topire și o capacitate redusă

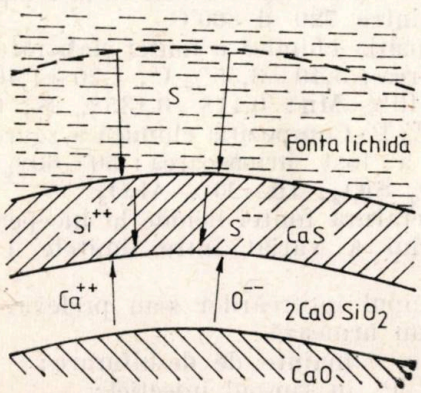


Fig. 1. Cinetica desulfurării fontei cu CaO

de a forma sulfuri, micșorînd eficiența desulfurării.

În aceste condiții, la conținuturi mari de sulf în fontă, viteza de desulfurare este limitată de difuzia în faza solidă a ionilor de S și Si prin straturile de sulfură de Ca și silicat de calciu formate în jurul granulelor de var.

Viteza de eliminare a sulfului din baia metalică este dată de relația :

$$\frac{d\%S}{dt} = -K\,[S]_t \quad (2)$$

$$[S]_t = [S]_o e^{-Kt} \quad (3)$$

în care :

$[S]_t$ este conținutul de sulf din fonta lichidă la timpul t ;
$[S]_o$ — conținutul inițial de sulf din fonta lichidă ;
K — constanta de viteză a reacției de desulfurare ;
t — timpul.

Constanta de viteză a reacției de desulfurare se determină cu relația :

$$K = 5{,}6\,\frac{m}{r_m}\,\frac{D_r}{\delta}\,t_s \quad (4)$$

în care :

m este cantitatea de var în contact cu fonta lichidă, în unitatea de timp și pe tona de fontă lichidă ;
t_s — timpul de contact dintre granulele de var și fonta lichidă ;
r_m — raza medie a particulelor de var ;
δ — grosimea stratului limită ;
D_s — coeficientul de difuzie a sulfului în fontă :

$$D_s = 6{,}45 \cdot 10^{-4}\ e^{-\frac{11600}{RT}}$$

La conținuturi scăzute de sulf, transferul în stratul limită de fontă lichidă constituie factorul care limitează viteza de desulfurare. În acest caz, viteza de desulfurare depinde de suprafața de contact granulă de var — fontă lichidă și de condițiile hidrodinamice din baie.

După cum se poate constata din reacția (1), pentru creșterea eficienței reacției de desulfurare este necesar să se împiedice formarea stratului 2 CaO SiO_2 în jurul particulei de CaO. Acest rezultat se poate obține utilizînd

un reducător mai puternic decît siliciul, cum este aluminiul, procesul de desulfurare desfăşurîndu-se în conformitate cu reacţia :

$$CaO_{(s)} + [S] + 2/3\ [Al] = CaS_{(s)} + 1/3\ Al_2O_{3(s)} \quad (5)$$

$$\Delta G^\circ = -301988 + 105{,}8\ T\ [J/mol]$$

Stratul de aluminat de calciu format are o temperatură de topire mai scăzută comparativ cu 2 $CaO \cdot SiO_2$ şi o capacitate mai mare de a reţine sulfurile.

Ca urmare, în condiţiile în care conţinutul de oxigen din fonta lichidă scade, iar capacitatea de dizolvare a CaO creşte, sînt de aşteptat grade de desulfurare superioare.

Analiza termodinamică a reacţiei (5) scoate în evidenţă influenţa temperaturii asupra echilibrului S—Al în fontă. Scriind astfel constanta de echilibru K_{Al-S} pentru reacţia (5), se obţine :

$$K_{Al-S} = \frac{a_{CaS} a_{Al_2O_3}^{1/3}}{a_{CaO} f_S [\%S] f_{Al}^{2/3} [\%Al]^{2/3}} \quad (6)$$

de unde :

$$[\%S] = \frac{a_{CaS} a_{Al_2O_3}^{1/3}}{K_{Al-S} a_{CaO} f_{Al}^{2/3} [\%Al]^{2/3} f_S} \quad (7)$$

Considerînd echilibrul Al—S în prezenţa unei zgure $CaO-Al_2O_3-SiO_2$ saturată cu CaS la diferite temperaturi, se poate obţine o relaţie de dependenţă între conţinutul de aluminiu şi de sulf din fonta lichidă.

Astfel, la un conţinut de 0,005% Al respectiv 0,01% Al dizolvat în fontă, conţinutul de sulf scade pe măsură ce scade temperatura, după cum urmează :

— la 1 500°C — 45 ppm, respectiv 28 ppm [S];

— la 1 400°C — 14 ppm, respectiv 8 ppm [S];

— la 1 350°C — 5 ppm, respectiv 4 ppm [S].

Creşterea conţinutului de aluminiu la 0,02% determină o micşorare a conţinutului de sulf. Astfel :

— la 1 500°C — 18 ppm [S];

— la 1 400°C — 5 ppm [S];

— la 1 350°C — 3 ppm [S].

Se poate aprecia că există un conţinut critic de aluminiu peste care micşorarea conţinutului de sulf este puţin semnificativă.

Curbele din figura 2 scot în evidenţă posibilitatea îmbunătăţirii gradului de desulfurare prin micşorarea temperaturii băii metalice la un conţinut constant de aluminiu.

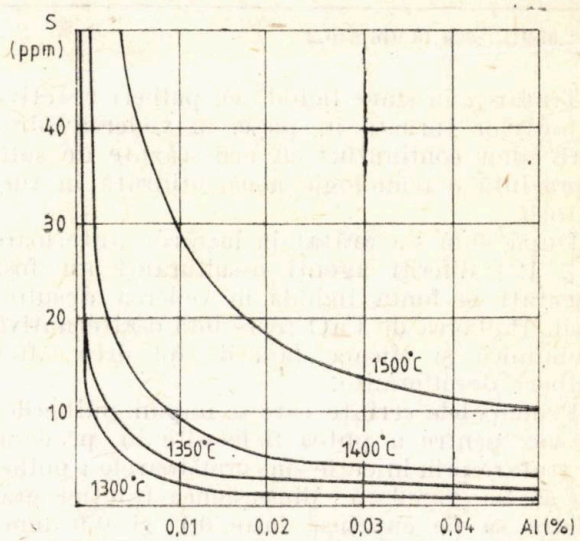


Fig. 2. Corelaţia Al—S în fonta lichidă în echilibru cu o zgură $CaO-Al_2O_3-SiO_2$ saturată în CaS

Pe baza datelor de mai sus, se poate aprecia că este de mare interes cunoaşterea conţinutului maxim de aluminiu care trebuie adăugat pentru obţinerea la temperaturi minime a unui grad maxim de desulfurare, în urma tratării cu CaO a fontelor de turnătorie.

Încercări experimentale

Experimentările au fost axate pe utilizarea amestecului Al—CaO injectat într-o baie metalică de fontă avînd ca agent purtător azotul.

Încercările experimentale au fost efectuate cu ajutorul unei instalaţii de laborator.

Debitul de pulbere injectată se controlează prin variaţia debitului gazului de fluidizare.

Experimentările s-au efectuat pe fonte nealiate, elaborate în cuptor cu inducţie de 8 kg şi respectiv 100 kg. Pulberea desulfurantă de CaO a fost în prealabil calcinată la temperaturi variind între 720 şi 800°C.

Compoziţia chimică a fontei elaborate a fost următoarea : 3,40—3,55% C; 1,20—1,40% Si; 0,30—0,40% Mn; 0,118—0,135% S; 0,132—0,140% P. Compoziţia chimică a zgurei după tratare a fost următoarea : 50—60% CaO; 10—20% SiO_2; 10—20% Al_2O_3.

Temperatura fontei lichide la începerea tratamentului a variat între limitele 1 350 şi 1 450°C.

Pe timpul încercărilor s-au prelevat probe, după cum urmează :

— P_0 înainte de desulfurare;
— P_1—P_n în timpul injecţiei;
— P_{n+1} după insuflarea pulberilor reactive.

Rezultate experimentale. Discuții

În figura 3 se prezintă variația conținutului de sulf în funcție de timp și temperatură la tratarea fontei lichide cu pulberi pe bază de CaO.

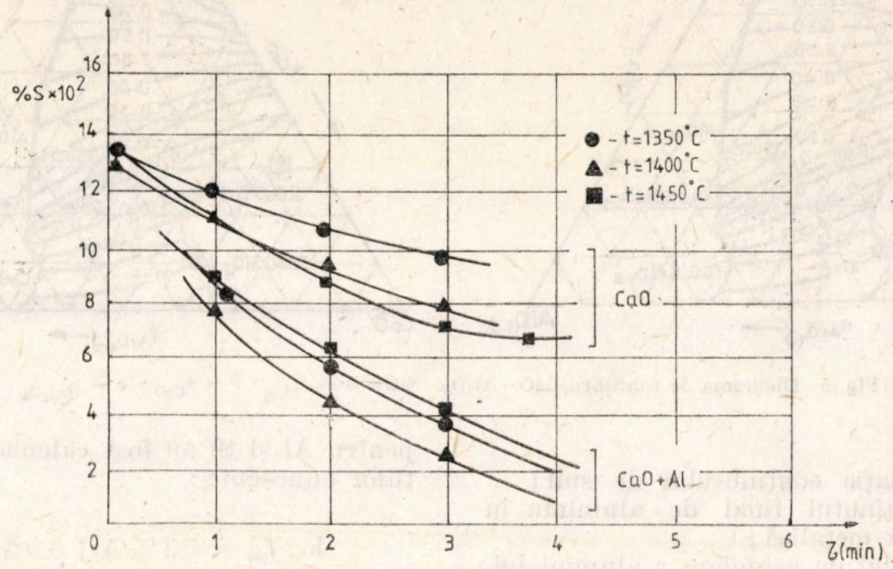


Fig. 3. Dependența conținutului de sulf de timp și temperatură la tratarea fontei lichide cu : *a* — CaO; *b* — CaO+Al

Utilizarea varului pur ca agent desulfurant duce la obținerea unor grade scăzute de desulfurare (fig. 4), ca urmare a reacțiilor de formare a silicatului de calciu, care împiedică transferul sulfului la particulele de var :

$$CaO_{(s)} + [S] + [C] = CaS_{(s)} + CO_{(g)} \qquad (8)$$

$$\Delta G^\circ = 81175 - 65{,}24\ T,\ J/mol$$

$$CaO_{(s)} + [S] + 1/2[Si] = CaS_{(s)} + 1/2SiO_{2(s)}$$

$$\Delta G^\circ = -192342 + 87{,}98\ T,\ J/mol$$

Rezultatele experimentale obținute și prezentate confirmă calculele teoretice referitoare la faptul că reacția de desulfurare este favorizată de creșterea temperaturii. O dată cu creșterea temperaturii, valoarea entalpiei libere de reacție se micșorează și, deci, sulfura de calciu este mai stabilă.

În figura 3 se prezintă și variația conținutului de sulf la tratarea fontei lichide cu pulberi de var și aluminiu pentru diferite temperaturi ale băii metalice.

Utilizarea aluminiului alături de pulberea de CaO duce la îmbunătățirea gradului de desulfurare (fig. 4) și totodată la creșterea accentuată a vitezei de desulfurare.

Din figura 4 se observă că intervalul optim de temperatură pentru a obține grade ridicate de desulfurare este de 1 350—1 400°C.

Aceasta se explică probabil prin faptul că, deși mărirea temperaturii fontei lichide peste 1 400°C favorizează cinetica procesului de desulfurare, termodinamic aceasta se manifestă în sensul creșterii entalpiei libere a reacției de desulfurare.

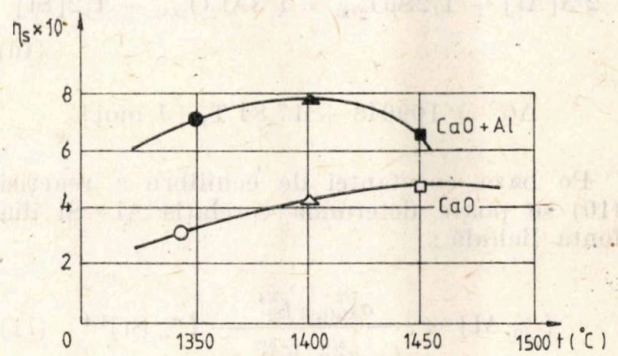


Fig. 4. Variația gradului de desulfurare cu temperatura

Efectul Al la desulfurarea fontei de turnătorie este semnificativ pentru conținuturi mai mari de 0,005% Al dizolvat în baie.

Cantitatea necesară de aluminiu pentru a se introduce în baia metalică se poate determina pe bază de calcule stoichiometrice din reacția (5) :

$$M_{Al} = \frac{1000}{\eta_{Al}}\left(\frac{2/3(27)}{32}\Delta S + [\%\ Al]_f\right) \qquad (9)$$

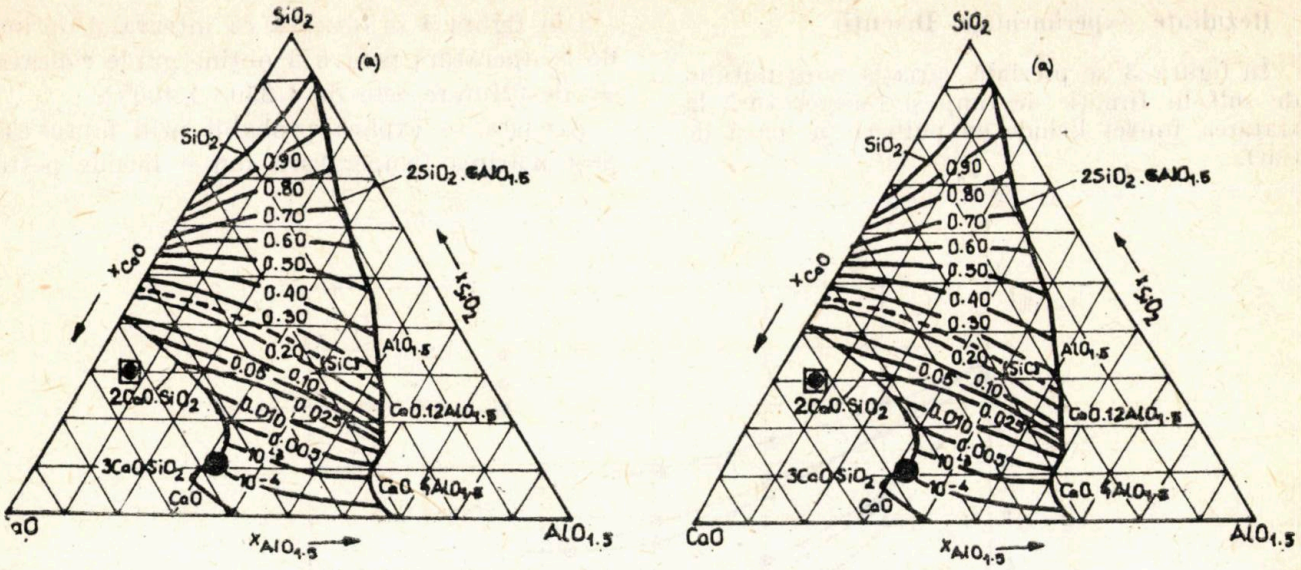


Fig. 5. Diagrama de echilibru $CaO-Al_2O_3-SiO_2$: a — a_{SiO_2}; b — a_{CaO}; c — $a_{Al_2O_3}$

în care:

ΔS este variaţia conţinutului de sulf;

$[\%\,Al]_f$ — conţinutul final de aluminiu în baia metalică;

η_{Al} — gradul de asimilare a aluminiului.

Din relaţia (9) se constată că, pentru determinarea cantităţii de aluminiu care trebuie adăugată în baie, este necesar să se pornească de la conţinutul de aluminiu dizolvat în fonta lichidă la sfîrşitul procesului de desulfurare, ceea ce presupune studiul termodinamic al echilibrului sistemului Al—Si—O pe baza reacţiei:

$$2/3[Al] + 1/2SiO_{2(s)} = 1/3Al_2O_{3(s)} + 1/2[Si] \qquad (10)$$

$$\Delta G^\circ = 109648 + 17{,}84\,T,\ [J/mol]$$

Pe baza constantei de echilibru a reacţiei (10) se poate determina corelaţia Al—Si din fonta lichidă:

$$[\%\,Al] = \frac{a^{1/2}_{Al_2O_3(s)} f^{3/4}_{Si}}{f_{[Al]} a^{3/4}_{SiO_2} K^{3/2}_{Al-Si}} [\%\,Si]^{3/4} \qquad (11)$$

$$\log K_{Al-Si} = \frac{5733{,}68}{T} - 0{,}933 \qquad (12)$$

Din relaţia (11) rezultă că echilibrul Al—Si este influenţat de compoziţia fontei, de temperatura de tratament prin injecţie şi de compoziţia zgurei.

Pentru efectuarea calculelor teoretice se determină următoarele activităţi pentru compoziţia zgurei finale (fig. 5): $a_{SiO_2} = 0{,}001$, $a_{CaO} = 0{,}1$, $a_{Al_2O_3} = 0{,}5$. Coeficienţii de activitate pentru Al şi Si au fost calculaţi pe baza relaţiilor cunoscute:

$$\log f_{Al} = e^{Al}_{Al}[\%\,Al] + e^{Si}_{Al}[\%\,Si] + \\ + e^{C}_{Al}[\%\,C] + e^{S}_{Al}[\%\,S] \qquad (13)$$

$$\log f_{Si} = e^{Si}_{Si}[\%\,Si] + e^{Al}_{Si}[\%\,Al] + e^{C}_{Si}[\%\,C] + \\ + e^{P}_{Si}[\%\,P] + e^{Mn}_{Si}[\%\,Mn] + e^{S}_{Si}[\%\,S]$$

Înlocuind în relaţiile (13) valorile termodinamice cunoscute şi ţinînd seamă de compoziţia chimică a fontei, se obţin următorii coeficienţi de activitate pentru aluminiu şi siliciu: $f_{Al} = 3{,}57$; $f_{Si} = 23{,}62$.

Dacă se înlocuiesc valorile de mai sus în relaţiile (11) şi (12) pentru diferite temperaturi ale fontei lichide, se determină următoarele relaţii de echilibru Al—Si:

— $t = 1\,350°C$ $[\%\,Al]_f = 0{,}048\,[\%\,Si]^{3/4}$;

— $t = 1\,400°C$ $[\%\,Al]_f = 0{,}069\,[\%\,Si]^{3/4}$;

— $t = 1\,500°C$ $[\%\,Al]_f = 0{,}097\,[\%\,Si]^{3/4}$.

Avînd în vedere intervalul optim de temperatură pentru obţinerea unui randament corespunzător al reacţiei de desulfurare, se aproximează că relaţia dintre Al—Si la echilibru este de forma:

$$[\%\,Al]_f = 0{,}07\,[\%\,Si]^{3/4} \qquad (14)$$

Relaţia (14) este în concordanţă cu consideraţiile anterioare, în fonta lichidă recomandîndu-se [Al] ≥ 0,005%.

La conţinuturi mai mici de aluminiu are loc o oxidare a siliciului din fontă, ceea ce duce la formarea unui strat bogat în SiO_2.

Concluzii

În urma analizei teoretice şi experimentale s-au evidenţiat posibilităţi largi de creştere a gradului de desulfurare a fontelor pentru turnătorie prin injectare de amestecuri CaO—Al.

Conţinutul de aluminiu necesar este dependent de compoziţia fontei lichide şi temperatură.

Se constată o bună corelare între rezultatele teoretice şi cele experimentale.

BIBLIOGRAFIE

[1] Brabie, V. ş.a. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 7, 1986.
[2] Brabie, V. ş.a. Bucureşti, Buletin I.P.B., seria Metalurgie, 1986.
[3] Carlsson, G. În: Scandinavian Journal of Metallurgy, Suedia, nr. 16, 1987.
[4] Leclercq, F. Scaninject III, iunie 1983, MEFOS, Luleå.
[5] Ribout, P. În: Revue de métallurgie — C.I.T., Franţa, nr. 4, 1979.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 11, 1988

Dezvoltarea producţiei de cocs, p. 5 — Elaborarea în convertizoare a oţelului de calitate pentru tablă din fontă fosforoasă, p. 9 — Fabricarea tablei din metal turnat continuu, vidat în flux, p. 11 — Elaborarea şi turnarea oţelului la fabricarea tablei la combinatul metalurgic Karagandinsk, p. 13—Cercetarea calităţii lingourilor de 16 t din oţel 0,8 Kp, turnate cu diferite variante de calmare, la fabricarea tablei, p. 14 — Îmbunătăţirea profilului transversal şi a planităţii laminatelor şi a tablei, p. 17 — Regimuri raţionale de pregătire a benzilor laminate la cald pentru fabricarea tablei, p. 20 — Particularităţile tehnologice ale producţiei de tablă la combinatul metalurgic Karagandinsk, p. 25 — Elaborarea şi introducerea tehnologiei de fabricaţie a tablei prin dublă laminare, p. 29 — Obţinerea tablei cu proprietăţi mecanice cerute, recoapte continuu, p. 32 — Asimilarea tehnologiei de recoacere continuă a tablei, p. 35 — Cuptoare turn de tragere pentru recoacerea tablei, p. 37 — Introducerea tehnologiei de cositorire electrolitică a tablei cu adaos de naftoxol, p. 41 — Influenţa stării de suprafaţă a tablei cositorite asupra proprietăţilor de exploatare ale acesteia, p. 42 — Influenţa compoziţiei peliculelor de ulei şi pasive asupra proprietăţilor de exploatare ale tablei cositorite, p. 44 — Posibilităţile de lăcuire ale tablei la agregatele de cromare-lăcuire, p. 46 — Influenţa încărcăturii de minereu asupra repartiţiei curentului de gaze, p. 48 — Cantitatea de zinc recirculat în furnal, p. 53 — Legătura bilanţurilor de zinc cu regimul de funcţionare al furnalelor, p. 57 — Producţia de sleburi turnate continuu cu grosimea de 0,3 m, p. 61 — Producţia de ţagle pentru ţevi şi de ţevi pentru cazane din oţeluri elaborate prin utilizarea fierului redus direct, p. 64 — Turnarea continuă a oţelului carbon pentru construcţii în semifabricate pentru profile cu secţiune mică, p. 66 — Calitatea structurii semifabricatelor pentru profile şi ţevi în cadrul tratamentului electrohidraulic cu impulsuri, p. 68 — Producţia de laminate pentru refularea la rece a oţelului 40H din semifabricate turnate continuu, p. 70 — Minereurile de barită din Kazahstan constituie baza producţiei de feroaliaje cu bariu de mare eficienţă, p. 76 — Mărirea rezistenţei căptuşelilor cuptoarelor electrice în cazul elaborării aliajelor de mangan, p. 78 — Influenţa factorilor tehnologici asupra calităţii suprafeţei interioare a ţevilor laminate la rece, p. 82 — Îmbunătăţirea îmbinărilor cu filet şi a calibrării capetelor burlanelor de tubaj, p. 85 — Alcătuirea unui traseu de tragere pe baza efectului de scară, p. 88 — Rezistenţa şi particularităţile degradării oţelurilor rapide fără wolfram, p. 91 — Eficienţa producţiei şi a consumului de tablă auto laminată la rece de înaltă rezistenţă cu capacitate ridicată la ştanţare, p. 96 — Perfecţionarea regimurilor de funcţionare a cuptoarelor cu camere de recirculare cu gabarit mare, p. 99 — Utilizarea şlamurilor de la epuratoarele de gaze ale furnalelor şi fabricilor de aglomerare, p. 101 — Utilizarea resurselor energetice secundare la elaborarea oţelului în convertizoare şi la turnarea continuă, p. 104.

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 10, 1988

Eficienţa utilizării încărcăturii de cărbune pregătită termic, p. 17 — Metodă de laborator pentru aprecierea rezistenţei termochimice a cocsului, p. 19 — Îmbunătăţirea proprietăţilor cocsului ca reducător de carbon prin acoperirea cu praf de furnal, p. 21 — Proprietăţile şi utilizarea cocsului obţinut prin stingerea uscată la elaborarea feroaliajelor, p. 23 — Alegerea unui procedeu de stabilire a pierderilor de cocs la instalaţiile de stingere uscată a cocsului, p. 26 — Utilizarea cocsului la temperatură medie în locul cocsului metalurgic la fabricarea fosforului, p. 28 — Perfecţionarea tehnologiei actuale de cocsificare, p. 33 — Îmbunătăţirea calităţii gudronului de huilă comercial, p. 42 — Reconstrucţia bateriilor de cocsificare de la combinatul metalurgic Kuznetk, p. 46 — Epurarea catalitică a emanaţiilor nocive prin utilizarea zgurelor metalurgice, p. 50 — Utilizarea reziduurilor, depunerilor din gudron la construcţia de drumuri, p. 52 — Cercetarea şi modelarea matematică a procesului de cocsificare prin utilizarea procedeului de bătătorire, p. 60 — Producţia cocsochimică la complexul metalurgic Baosteel, R. P. Chineză, p. 61.

Ogneupori, U.R.S.S., nr. 10, 1988

Elaborarea unei căptuşeli diferenţiate rezistente la oalele pentru turnarea oţelului, p. 1 — Masă de ştampare pe bază de corindon topit electric, p. 6 — Microstructura şi compoziţia chimică a fazelor materialelor topite periclazocromitice cu conţinut scăzut de siliciu, p. 9 — Cercetarea transformărilor termice ale răşinilor fenolice refractare în prezenţa oxizilor, prin metoda rezonanţei paramagnetice electronice, p. 13 — Influenţa adaosurilor asupra transformărilor fazice în fibrele de oxizi de aluminiu, p. 15 — Diagrama fuzibilităţii sistemului $SrO-Al_2O_3-HfO_2$, p. 21 — Calculul boltii în arc a cuptorului împreună cu carcasa, p. 22 — Aprecierea calităţii deşeurilor de la refractare, p. 27 — Metoda de stabilire a dimensiunilor raţionale ale pierderilor la extracţia materiei prime refractare, p. 30 — Cărămizi din periclaz carbon cu grafit de solidificare, p. 35 — Introducerea sistemului de comandă automată a dispozitivului de scoatere-manipulare, p. 40 — Încercări privind desprăfuitoarele uscate cu gabarit redus, p. 42 — Sită de strecurat, 45 — Instalaţie pentru împachetarea refractarelor în peliculă comprimată termic, p. 46 — Uscarea pulberilor de cuarţ la căptuşirea cuptoarelor cu inducţie, p. 48 — Estimarea stării termice a formei presate pe baza modelării matematice a procesului de presare la cald a pulberii, p. 51 — Astuparea căptuşelii canalului inductorului instalaţiei pentru turnarea fontei, p. 54 — Normative pentru stimularea materială a economiei de combustibil, p. 57.

Studii și cercetări experimentale asupra procesului de aliere superficială la piesele turnate din oțel

Dr. ing. Gh. Ioniță M.I.E.
ing. A. Eneseu și ing. M. Staicu
Întreprinderea de Piese Turnate
Cîmpina

CZ: 621.746.01

În industria constructoare de mașini, elaborarea și turnarea oțelurilor înalt aliate necesită consumul unor cantități mari de feroaliaje și elemente de aliere.

Procesul de aliere superficială se referă la obținerea unor piese turnate, aliate superficial, care lucrează în condiții de coroziune și oxidare (corp de robineți, coturi, bucșe etc.) și care trebuie să înlocuiască piesele din oțel aliate în toată masa. Acest procedeu duce la înlocuirea aliajului de bază, înalt aliat, cu aliaj din oțel carbon, la care, prin procedeul aplicat de autori, s-a obținut un strat superficial înalt aliat, de grosime variabilă, care conferă pieselor aceleași proprietăți fizico-chimice ca tehnologia inițială. Oțelurile care trebuie înlocuite sînt de tipul T20MoCr90, T40SiCr130, T70Mn110, T35Mn14.

Considerații cinetice asupra procesului

Alierea superficială prin turnare se realizează pe baza transferului de masă la zona interfazică aliaj-formă prin termocapilaritate și difuzie superficială. Transferul de masă prin termocapilaritate are la bază teoria cuplului termodinamic care arată că dacă două mase lichide se unesc printr-un capilar la capetele căruia apare o diferență de potențial, atunci, de-a-lungul capilarului apare o deplasare de substanță determinată de acțiunea forțelor moleculare ale pereților capilarului asupra lichidului. Acest sistem termodinamic reprezintă un cuplu de filtrare termică (termofiltrare), în cadrul căruia cele două faze se deplasează continuu, în direcția gradientului de temperatură (fig. 1).

În prima etapă de interacțiune a aliajului cu elementul activ de îmbogățire se desfășoară procesul de absorbție care constă din faptul că atomii pătrunși, ajungînd în cîmpul de forță al rețelei cristaline, formează legături rezistente cu atomii metalului de bază.

În perioada inițială a procesului, se ajunge la formarea solubilității maxime a elementului în soluție, avînd loc restructurarea rețelei și formarea unei faze noi.

Diferența de potențial se manifestă prin:

— cuplul de filtrare termică datorat diferenței de presiune D_p, exprimat prin relația:

$$q = K_f \frac{S_c}{L_c} \cdot \frac{D_p}{\rho} \qquad (1)$$

unde:

q este fluxul volumic de lichid;

S_c — secțiunea capilarului, mm²;

L_c — lungimea capilarului, mm;

K_f — coeficientul de filtrare, care pentru oțel este egal cu $2{,}8 \cdot 10^5$ m/s;

D_p — diferența de presiune la capătul capilarului;

ρ — greutatea specifică a metalului lichid, $\frac{daN}{m^3}$;

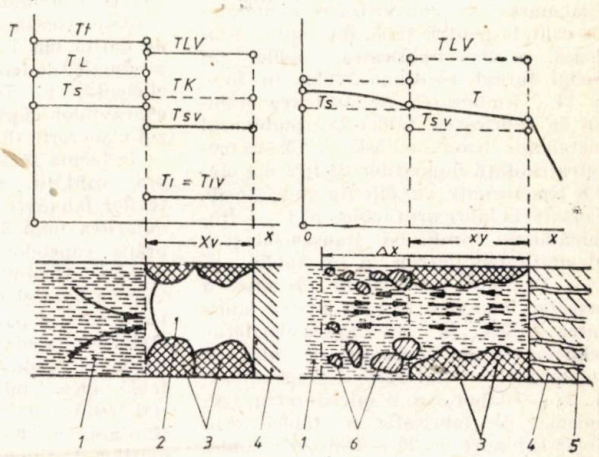


Fig. 1. Schema filtrării termodinamice a fazei lichide: *a* — începutul procesului; *b* — sfîrșitul procesului; *1* — metal lichid în peretele piesei; *2* — capilare în stratul de suport aliat; *3* — grăunți de pulbere aliată din stratul suport; *4* — formă ceramică tip SHAW; *5* — microfisuri în formă ceramică pentru eliminarea gazelor; *6* — cristal în peretele piesei turnate; *TL* = temperatura lichidus a masei de bază; *TS* = temperatura solidus a masei de bază; *TLS* = temperatura lichidus a stratului suport aliat; *TSS* = = temperatura solidus a stratului suport aliat; *T* = curba temperaturii în sistem

— cuplul de filtrare datorat diferenței de temperatură d_t, exprimat prin relația:

$$V_f = K_f \frac{S_c}{L_c} d_t \quad \text{m}^3/\text{s} \qquad (2)$$

unde:

V_f este fluxul volumic de lichid filtrat;

K_f — coeficientul termic de filtrare, $\frac{m^2}{s \cdot °C}$;

d_t — diferența de temperatură la capetele capilarului, °C.

Transferul de masă prin difuzie este dat de legea a doua a lui Fick, care exprimă variaţia concentraţiei substanţei care difuzează în unitatea de timp, conform următoarei relaţii:

$$\frac{d_c}{d_\tau} = D\frac{d^2C}{dx^2} \qquad (3)$$

unde:

C este concentraţia substanţei care difuzează, %;
τ — timpul de difuzie;
x — direcţia adîncimii de difuzie, mm;
D — coeficientul de difuzie.

Această ecuaţie poate fi rezolvată pentru anumite condiţii limită. Dacă concentraţia la suprafaţă C_0 este constantă, atunci concentraţia $C(x, \tau)$, în orice punct x, variază cu timpul τ, după expresia:

$$C_{(x,\tau)} = C_0 \cdot e^{c\left(\frac{x}{2\sqrt{D\tau}}\right)} \qquad (4)$$

Dacă curba de concentraţie este determinată experimental, adică sînt cunoscute C_0 şi C în orice punct x, se poate determina valoarea funcţiei $e^{c\left(\frac{x}{2\sqrt{D\tau}}\right)}$ pentru fiecare distanţă de la exteriorul piesei turnate spre interior. Cunoscînd valoarea x şi C, se poate calcula coeficientul de difuzie D.

Coeficientul de difuzie depinde de temperatură, conform relaţiei:

$$D = D_0 \cdot e^{\frac{-Q}{RT}} \qquad (5)$$

unde:

D_o este factorul preexponenţial, cm²/s, determinat îndeosebi de tipul reţelei cristaline, de frecvenţa oscilaţiilor atomului care difuzează şi de alţi factori;
R — constanta universală a gazelor = = 8,31 j/atom. gram;
Q — energia de activare, kcal/atom. gram; aceasta reprezintă energia cheltuită pentru deplasarea unui atom gram de particule aliate, difuzate dintr-o poziţie de echilibru în alta.

Valorile Q şi D_0 pentru difuzia elementelor conţinute de pulberea aliată sînt determinate şi date în literatura de specialitate. Exemplu: pentru crom: $D_0 = 3{,}0.10^4$ cm²/s; $Q = 82 \frac{\text{Gcal}}{\text{atom} \cdot \text{gram}}$.

Calculul distanţei pe care se obţine stratul superficial aliat

Rezistenţa pieselor turnate la coroziune şi uzură abrazivă este cu atît mai mare, cu cît stratul superficial bogat în elemente de aliere (de grosime Δx) este mai mare, fără defecte (incluziuni, sufluri, pătrunderi ale metalului de bază prin stratul superficial, reprize etc.).

Sub acţiunea gradientului de presiune şi temperatură are loc o curgere laminară a lichidului pe canalele capilare, în aceste condiţii fiind valabilă legea lui Darcy, care stabileşte o dependenţă între viteza de filtrare V şi gradientul de presiune:

$$V_f = \frac{K_p \Delta p}{\eta \Delta x} \qquad (6)$$

unde:

K_p este coeficientul de permeabilitate; are valori cuprinse între 0,60 şi 0,90;
p — gradientul de presiune;
η — coeficientul viscozităţii dinamice;
Δx — grosimea zonei în care acţionează filtrarea termodinamică.

Continuitatea procesului de filtrare e asigurată în condiţiile în care viteza de filtrare V_f este egală cu viteza de contracţie V_c.

$$V_c = \alpha_v \cdot m \cdot V_s \qquad (7)$$

unde:

α_v este coeficientul de contracţie volumică la solidificarea aliajului;
m — porozitatea relativă (raportul dintre volumul de fază lichidă faţă de volumul total al zonei bifazice din peretele piesei);
V_s — viteza de solidificare.

În condiţiile în care $V_f = V_c$ se obţine:

$$K_p \cdot \frac{\Delta p}{\eta \Delta x} = \alpha_v \cdot m \cdot V_s \qquad (8)$$

Rezultă:

$$x = \frac{K_p \Delta p}{\alpha_v \cdot \eta \cdot m \cdot V_s}$$

Mărimea relativă a suprafeţei ocupate de faza lichidă poate fi determinată cu ajutorul diagramei de echilibru pentru anumite temperaturi date.

Pentru o structură echiaxă, considerînd cristalitele de formă sferică, valoarea lui K_p se determină cu relaţia:

$$K_p = \frac{n^2 d^2}{48(l - m)} \qquad (9)$$

unde:

d este diametrul cristalitului;
m — porozitatea relativă, 0,259;
n — distanţa dintre cristalite, $0{,}0931.10^{-3}$ mm;
l — lărgimea zonei cu cristalite sferice.

Din relaţiile care definesc K_p se deţine valoarea teoretică a grosimii stratului aliat.

Condiţii de experimentare

Se utilizează turnarea unui oţel carbon în forme şi miezuri ceramice pe peretele cărora se aplică una dintre vopselele tip A sau tip B, constituite din amestecuri de pulberi (tab. 1).

Experimentările s-au axat pe obţinerea uniformităţii stratului aliat superficial, utilizînd ca masă de bază un oţel carbon OT450-3 STAS 600-82 cu următoarea compoziţie : 0,20—0,30% C; 0,25—0,5% Si; 0,40—0,80% Mn; max. 0,040% P; max. 0,040% S.

După turnarea mai multor seturi de piese şi epruvete cilindrice s-au determinat compoziţiile chimice, duritatea şi s-au executat probe metalografice la diverse distanţe Δx de limita stratului superficial, valorile fiind comparate cu valorile cunoscute pentru piesele turnate iniţial din oţeluri înalt aliate.

Tabelul 1

Vopsele realizate din amestecuri de pulberi

Tipul de vopsea	Compoziţia chimică, %							
	C	Cr	Ni	Mo	Si	S	P	Fe
Vopsea tip A	0,32	16—17	12—14	2—3	0,8—1,0	0,03	0,03	rest
Vopsea tip B	0,22	32—34	18—19	1,2—1,6	0,8—1,0	0,025	0,025	rest

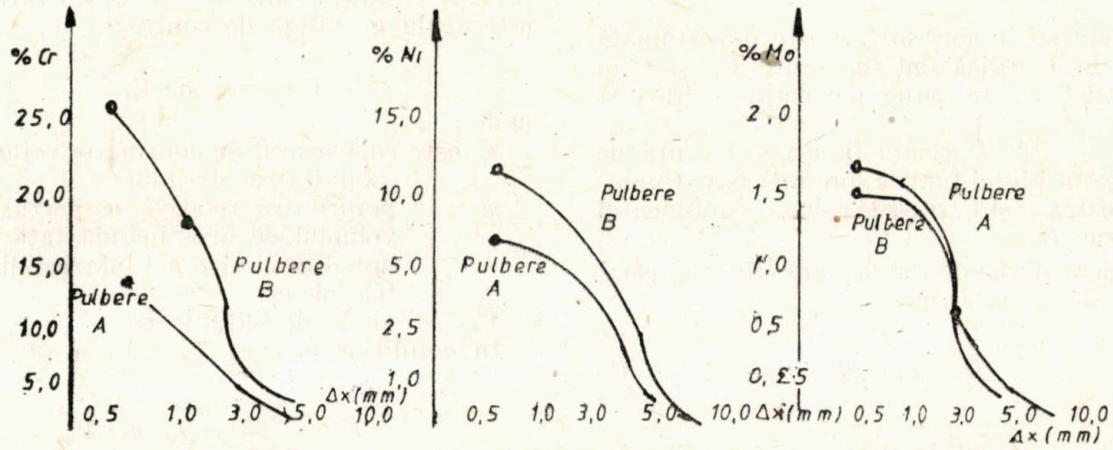


Fig. 2. Variaţia concentraţiei elementelor, în stratul superficial al probelor turnate

Densitatea aparentă = 7,6—8,0 g/cm³.

S-au preparat două compoziţii de vopsea (pulberi şi liant) pentru a fi aplicate pe peretele formei şi al miezului, după cum urmează :

Vopsea tip A : pulbere metalică 93%; novolac lichid 5—7%; grafit 0,5%; alcool izopropilic pînă la densitatea optimă de aplicare 1,4—1,8 g/cm³.

Vopsea tip B : pulbere metalică 93%; dextrină 6%; bentonită (Sedistop) 0,5%; grafit 1%; apă pînă la densitatea optimă de aplicare 1,4—1,89 cm³.

Pentru prepararea amestecului de pulberi s-a utilizat amestecătorul biconic care permite o acţiune de laminare a pulberii, realizîndu-se continua împărţire şi recombinare a ei la fiecare rotaţie.

Aplicarea amestecului de pulberi pe suportul ceramic, formă şi miez s-a făcut prin pensulare în trei-cinci straturi.

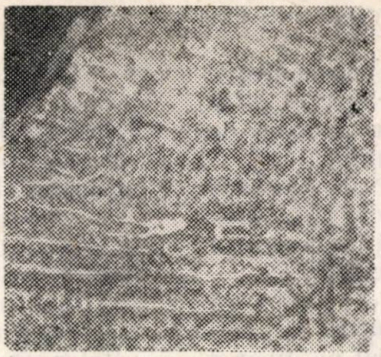
Temperatura de turnare a variat între 1 570 şi 1 610°C.

Tabelul 2

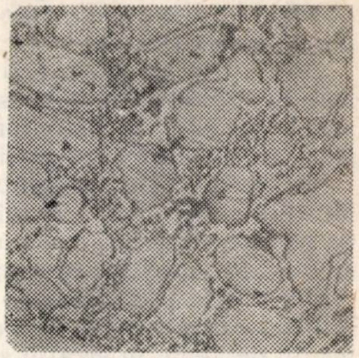
Compoziţiile chimice ale oţelului turnat

Distanţa Δx, mm	Tipul vopselei	Compoziţia chimică, %				
		Cr	Ni	Mo	C	Si
0,50	A	12,8	7,1	1,8	0,25	0,31
	B	25,5	13,1	1,3	0,20	0,42
1,0	A	8,1	6,8	1,7	0,28	0,56
	B	18,8	10,49	1,3	0,22	0,50
3,0	A	2,30	3,1	0,5	0,30	0,77
	B	5,0	4,8	0,7	0,26	0,64
5,0	A	2,40	0,34	0,22	0,32	0,72
	B	0,46	0,41	0,20	0,28	0,74
10,0	A	0,26	0,28	0,05	0,31	0,48
	B	0,26	0,28	0,07	0,26	0,50

a



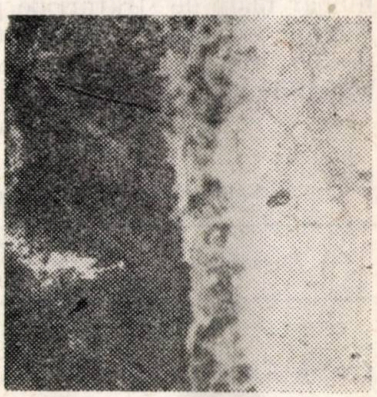
b



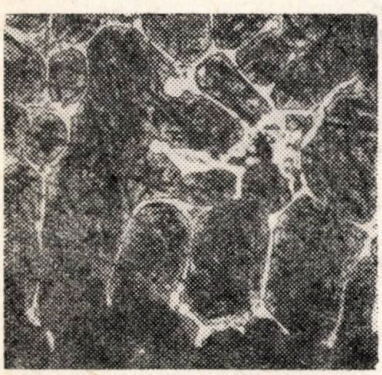
c

d

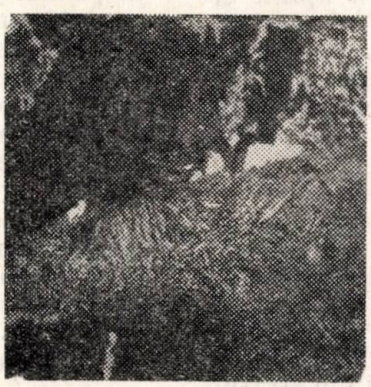
e



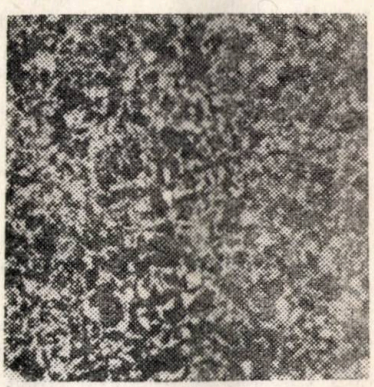
f



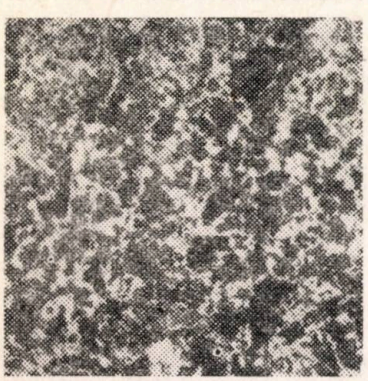
g



h



i



j

Fig. 3. Structura oţelului în stratul superficial al probelor turnate la diferite distanţe Δx faţă de suprafaţă: *a, c, e, g, i* — vopsea tip A; *b, d, f, h, j* — vopsea tip B; *a, b* — Δx = 0,5 mm; *c, d* — Δx = 1,0 mm; *e, f* — Δx = 3,0 mm; *g, h* — Δx = 5,0 mm; *l, j* — Δx = 10 mm; *a — f*—mărire100: 1; *g—j*—mărire 200: 1

În tabelul 2 sînt prezentate compoziţiile chimice la diverse distanţe de peretele exterior Δx al piesei turnate

După cum se observă şi din datele centralizate în tabelele 1 şi 2, nu se mai constată difuzia elementelor de aliere din pulbere în masa de bază pe distanţe mai mari de 3 mm.

În tabelul 3 sînt prezentate valorile durităţii stratului superficial, la diferite distanţe faţă de peretele exterior, măsurate după tratamentul termic de normalizare (unităţi Brinell).

Din datele prezentate în tabelele 1 şi 2 s-au întocmit diagramele cu conţinuturile de elemente de aliere în stratul superficial pe diverse distanţe Δx (fig. 2).

De remarcat este faptul că aplicarea unui număr mare de straturi de pulberi pe suportul ceramic nu duce la deţinerea de valori mai mari de 3,5 mm ale grosimii Δx a stratului aliat superficial.

Tabelul 3

Valorile durităţii stratului superficial

Vopseaua	Distanţa Δx, mm				
	0,50	1,0	3,0	5,0	10,0
A	316	294	220	172	170
B	344	318	260	178	172
A + 3 % pulbere de bor	348	330	250	178	172

Procedeul de aliere superficială se aplică în totalitate pieselor care nu mai suferă operaţii de prelucrare mecanică, iar pentru rezolvarea problemei calităţii suprafeţelor pieselor au fost turnate în forme şi miezuri ceramice executate după procedeul SHAW.

Concluzii

Din experimentările făcute au rezultat următoarele :

— Mărimea stratului aliat superficial poate varia în funcţie de temperatura de turnare ; sub 1 540°C se observă lipsa difuziei din stratul superficial spre interiorul probei, grosimea stratului superficial aliat Δx fiind aceeaşi cu grosimea stratului de aliere aplicat pe peretele formei de grosime xv (fig. 1).

Pentru temperaturi de turnare mai mari de 1 610°C se constată o mărire a grosimii zonei de difuzie de la stratul superficial spre masa de bază, valoarea fiind în funcţie de diametrul probei, explicabil prin faptul că, la diametre (grosimi de perete) mai mari, intervalul de solidificare se măreşte, permiţînd difuzia elementului de aliere în masa de bază.

— Adăugarea de pulbere de bor (95% B) în cantitate de 3% în compoziţia A (tab. 3) măreşte cu cca 15—20% valorile durităţii stratului superficial.

— Studiindu-se valoarea contracţiei epruvetelor s-a constatat că aceasta are o variaţie nesemnificativă faţă de epruvetele din oţeluri înalt aliate, ceea ce duce la abateri dimensionale mici ale cotelor funcţionale, abaterile încadrîndu-se în limitele de toleranţă ale clasei de precizie de turnare în forme ceramice tip SHAW.

— Din rezultatele metalografice prezentate în figura 3 se observă interpătrunderea la limita cristalitelor a carburilor din stratul superficial spre interiorul piesei, ceea ce duce la o mare compactitate a întregii mase, fără posibilitatea apariţiei desprinderii stratului aliat de masa de bază.

— Forma ideală pentru obţinerea unui strat uniform şi fără sufluri o constituie forma ceramică cu liant silicat de etil, caracterizată prin existenţa reţelei de microfisuri, care duce la eliminarea rapidă a gazelor rezultate în urma arderii liantului din componenţa amestecului de pulberi şi obţinerea de suprafeţe care nu mai necesită prelucrare.

— Piesele cu strat superficial aliat prezintă aceeaşi rezistenţă la acţiunea agenţilor corosivi ca şi piesele din oţel aliat în toată masa ; aceasta prezintă rezistenţă la uzură abrazivă, comparabilă cu cea a oţelurilor aliate cu mangan.

În procesul de obţinere a piesei turnate se elimină consumul de elemente pentru aliere în tot aliajul, utilizîndu-se numai pulberi metalice peste alierea superficială.

BIBLIOGRAFIE

[1] Sofroni, L. *Bazele teoretice ale turnării* — Ed. D.P., 1980.

[2] * * * În: Liteinoie Proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 12, 1974.

[3] * * * În: Metalurgia, R.S.R., nr. 1 şi 3, 1987.

Conf. dr. ing. S. Bădea
și ing. S. Drăghici
Institutul Politehnic București

Studiul optimizării tehnologiilor de matrițare prin utilizarea metodei liniilor de alunecare

CZ: 621.73.034

Analizînd consumul de material încorporat în piesele matrițate, o influență deosebită o prezintă o serie de factori, cum ar fi: mărimea adaosurilor tehnologice și de prelucrare; toleranțele dimensiunilor pieselor și ale semifabricatelor de pornire; metoda de încălzire; metoda tehnologică de obținere a pieselor; construcția sculelor; utilajele la care au loc procesele ș.a.

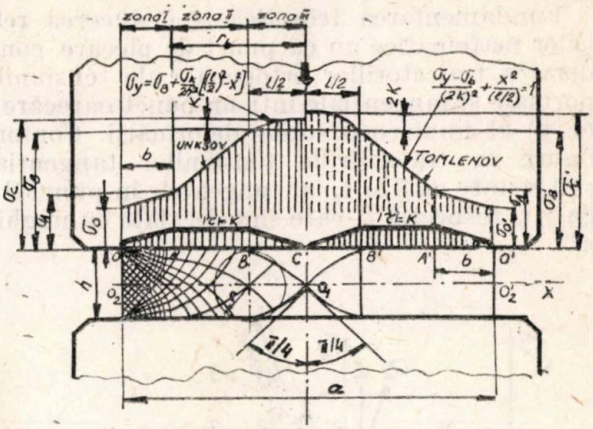
Alegerea tehnologiei optime de forjare constituie factorul hotărîtor. Se specifică faptul că, pentru multe piese de formă și dimensiuni adecvate, executate îndeosebi în serie mare sau în masă, matrițarea deschisă poate fi înlocuită cu matrițarea închisă. În acest fel, produsele obținute sînt realizate cu o utilizare mai mare a materialului ca rezultat al îndepărtării bavurii și micșorării unghiurilor de înclinare și, deci, a adaosurilor tehnologice și a reducerilor toleranțelor dimensionale, datorită înlăturării dezaxării sculei superioare și a celei inferioare.

Eficacitatea matrițării la cald este legată și de tipul utilajului de deformare, de utilizarea instalațiilor de mecanizare, automatizare și de programare a ciclurilor, de automatizarea elementelor de deservire corelate cu controlul permanent al exploatării.

Oricare ar fi tipul utilajului, în afara cunoașterii capacității lor de ordin tehnologic, este necesar să fie elucidate și metodele matematice care presupun calcule precise ale forțelor necesare deformării materialelor. Utilizîndu-se metode cît mai exacte de stabilire a forțelor, se asigură garanția exploatării raționale a utilajelor și a sculelor și, deci, a eficacității producției.

Calculele privind determinarea precisă a unor parametri de deformare plastică a materialelor policristaline sînt foarte complexe, și aceasta datorită numărului mare de factori care influențează direct sau indirect procesul. Din acest motiv, multe rezolvări au un caracter aproximativ, întrucît iau în seamă doar condițiile limită sau relațiile dintre tensiuni și deformații aplicate cu anumite simplificări sau ipoteze.

O metodă teoretică de calcul al forței de deformare utilizează ecuațiile de bază ale echilibrului și condiția plasticității [1], [2]. Cu toate ipotezele simplificatoare de care face uz metoda, rezolvările practice sînt anevoioase, iar în cazul pieselor matrițate cu forme mai complexe, rezultatele obținute au abateri mari față de cele reale. Un exemplu de rezolvare practică după această metodă îl prezintă cazul refulării între scule plane și paralele, pentru care, conform figurii 1, Unksov și Tomlenov evaluează tensiunile normale și tangențiale care se formează pe cele trei zone ale suprafeței de contact sculă-material, precum și evoluția liniilor de alunecare.



Punct	TENSIUNI NORMALE: TOMLENOV	UNKSOV	TENSIUNI TANGENȚIALE: TOMLENOV	UNKSOV
O_2	$\sigma_0' = \psi \cdot \sigma_K$	$\sigma_0 = \sigma_K$	$\tau_0' = \mu \psi \sigma_K$	$\tau_0 = \mu \cdot \sigma_K$
A	$\sigma_A' = \sigma_K / 2\mu$	$\sigma_A = \sigma_K / 2\mu$	$\tau_A' = \sigma_K/2$	$\tau_A = \sigma_K/2$
B	$\sigma_B' = \sigma_A + \sigma_K \frac{a-b-\frac{h}{2}}{h}$	$\sigma_B = \frac{\sigma_K}{2\mu}\left[1+\frac{2\mu}{h}\left(\frac{l_0-b}{2}-h\right)\right]$	$\tau_B' = \sigma_K/2$	$\tau_B = \sigma_K/2$
C	$\sigma_C = \sigma_B' + \sigma_K$	$\sigma_C = \sigma_B + \sigma_K/2$	$\tau_C' = 0$	$\tau_C = 0$

Fig. 1. Valorile și evoluția tensiunilor normale și tangențiale la refularea între scule cu suprafețele plane și paralele [1], [2]

Altă metodă de calcul teoretic se bazează pe principiile de variație ale mecanicii prin care se iau în seamă ecuațiile diferențiale de echilibru și condițiile plasticității deduse pe baza energiei de deformație. Corelația aceasta duce la așa-numiții „variatori" cu care se lucrează greoi și care, în final, duc la rezultate practice necorespunzătoare [3]. Metoda ajută doar la stabilirea valorilor medii ale tensiunilor și nicidecum la evoluția lor în secțiunea produsului.

Așa-numita „metodă caracteristică" sau „metoda liniilor de alunecare" pleacă de la ipoteza idealizată de distribuție a secțiunii materialului supus deformării în două zone: zona ideal plastică și zona absolut rigidă. Ipoteza este de fapt confirmată experimental, fiind specificată în literatură într-o serie de lucrări [4], [5]. Rezolvarea presupune construcția grafică a liniilor de alunecare, într-un plan de secțiune paralel cu direcția de acționare a forței exterioare de deformare.

Construcția grafică a acestor linii, care reprezintă traiectoriile ortogonale ale tensiunilor tangențiale maxime τ_e, cunoscute și sub denumirea de linii Lüders sau Cernov, pune în evidență granița care desparte zona plastică de cea rigidă pentru cazul oricărei forme de piese forjate sau matrițate. Cunoscîndu-se graficele de variație a formei liniilor, se pot stabili valorile tensiunilor, deci ale forțelor care acționează pe suprafața de contact sculă-material și în întregul volum al piesei, precum și starea plastică a materialului supus procesului. Se face precizarea că valabilitatea unei astfel de analize este limitată la starea plană de tensiuni și pentru cazurile deformărilor axial simetrice.

Fundamentarea teoretică și deducerea relațiilor matematice au ca punct de plecare considerarea traiectoriilor ortogonale ale tensiunilor normale și tangențiale într-un punct oarecare A (x, y) al unui corp supus deformării. Conform figurii 2, traiectoriile tensiunilor tangențiale sînt notate cu 3 și 4, iar tangentele în punctul A cu η și respectiv ξ, care sînt decalate cu unghiul $\pi/2$.

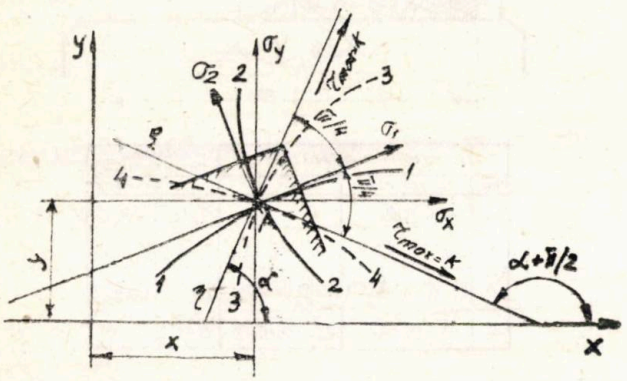


Fig. 2. Traiectoriile ortogonale ale tensiunilor normale și tangențiale [3], [4]

Fiind o problemă în plan, condițiile de echilibru pot fi rezolvate pe un patrulater elementar BCDE, în care se consideră încorporat punctul A și pe pereții căruia acționează tensiunile $\sigma_x, \sigma_y, |\tau_{xy}| = |\tau_{yx}|$. Izolînd triunghiul BCD care are ca ipotenuză dreapta determinată de traiectoria pe care acționează tensiunea $\tau_e = K$ (K este constanta plasticității) care provoacă alunecarea și, deci, deformarea plastică, tensiunea de echilibru va fi σ. Dacă BD = 1, rezultă CD = cos α și BC = sin α, iar echilibrul forțelor în direcția lui ξ este :

$$\sigma = \sigma_x \cdot \sin^2\alpha + \sigma_y \cdot \cos^2\alpha - \tau_{yx} \cdot \sin 2\alpha \qquad (1)$$

Din relație se poate deduce prin derivare dependența tensiunii σ de poziția lui η, respectiv de unghiul α :

$$\frac{d\sigma}{d\alpha} = (\sigma_x - \sigma_y) \sin 2\alpha - 2\tau_{xy} \cdot \cos 2\alpha \qquad (2)$$

Tensiunile σ_x, σ_y și τ_{xy} sînt mărimi necunoscute. Ele pot fi determinate din triunghiul AMD a cărui stare de tensiuni este prezentată cu ajutorul cercului Mohr (fig. 4).

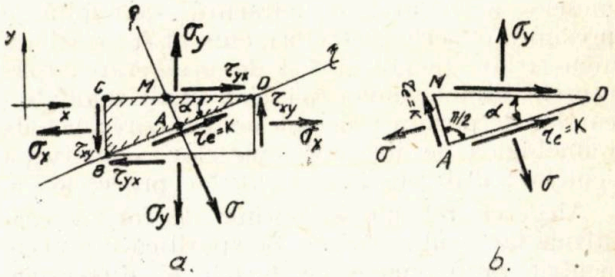


Fig. 3. Marcarea tensiunilor care acționează pe fețele unui patrulater *a* și asupra triunghiului dreptunghic ale cărui catete sînt marcate de tensiunile tangențiale maxime $\tau_e = k$

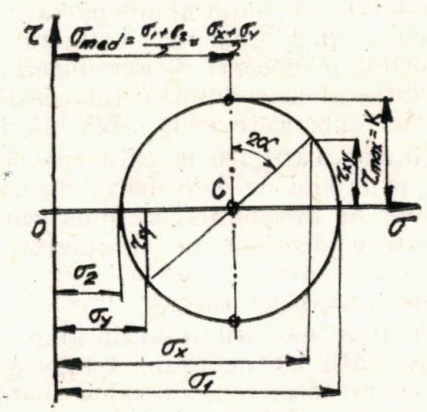


Fig. 4. Tensiunile normale în secțiunea celei mai mari tensiuni tangențiale σ_e (de alunecare)

Fiind în discuție tot un element de suprafață infinit mic, pentru MD = 1 (fig. 3, *b*) rezultă : AD = cosα și AM = sinα. Considerînd și tensiunea medie σ (presiunea hidrostatică) care rezultă din cercul lui Mohr, se obțin următoarele relații de echilibru în punctul A :

$$\sigma_x = \sigma + K \sin 2\alpha; \quad \sigma_y = \sigma - K \sin 2\alpha;$$

$$\tau_{xy} = -K \cos 2\alpha \qquad (3)$$

Prin înlocuirea relațiilor (3) în (2) se obține ecuația diferențială de echilibru pentru cele două linii de alunecare ale căror tangente în același punct nodal fac între ele unghiul de 90° :

$$d\sigma = \pm 2K d\alpha \qquad (4)$$

Relația integrală (4), dedusă de H. Hencky, se folosește în teoria liniilor de alunecare la ana-

liza unei rețele a traiectoriei liniilor pentru cazuri concrete ale proceselor de deformare plastică. Cu ajutorul ei se demonstrează că unghiul pe care îl fac tangentele a două linii de alunecare vecine aparținînd unui fascicul, cu liniile celui de al doilea fascicul este identic pe tot conturul. Deci, dacă în fascicul o linie este dreaptă, întregul fascicul se compune din linii de alunecare drepte pe care presiunile hidrostatice au valori constante.

Tot din relația (4) se mai deduce că schimbarea valorii componentei hidrostatice de-a lungul unei linii de alunecare este proporțională cu schimbarea valorii unghiului.

În cazul deformării plastice fără frecare între scule și materialul supus procesului, tensiunea tangențială $\tau_{xy} = 0$. Deci, din sistemul de ecuații (3) se deduce că $\cos 2\alpha = 0$ și, astfel, $\alpha_{1,2} = \pi/4$. Din punct de vedere fizic, aceasta înseamnă că la deformarea fără frecare liniile de alunecare fac, cu suprafețele de contact sau libere, unghiul de 45°.

Dacă între material și sculele de deformare tensiunea tangențială are valoarea maximă ($\tau_{xy} = \tau_{max} = \tau_e = K$), atunci $\cos 2\alpha = \pm 1$ și, deci, $\alpha_1 = 0°$ și $\alpha_2 = 90°$.

Practic, tensiunile tangențiale τ_f de contact au valori cuprinse între zero și τ_e. În aceste cazuri :

$$\cos 2\alpha = \tau_f/\tau_e = \mu \cdot \tau_e/\tau_e = \mu \qquad (5)$$

în care μ este coeficientul de frecare.

Din această ultimă observație, se trage concluzia că liniile de alunecare ale unui sistem formează cu suprafața de contact un unghi ascuțit, iar cele din al doilea sistem un unghi obtuz.

Se face precizarea că toate considerațiile enunțate se referă la cazul deformărilor neomogene în următoarele ipoteze : materialele supuse procesului de deformare sînt izotrope și tenace ; în timpul procesului nu apare fenomenul de ecruisare a materialului ; viteza de deformație și forțele inerțiale nu influențează distribuția tensiunilor în material. Aceste ipoteze duc doar la o simplificare a elementelor de calcul. Cu toate acestea, după cum se va vedea, aplicarea practică a rezultatelor dă erori foarte mici care permit considerarea metodei.

Cu ajutorul proprietăților liniilor de alunecare și al construcției lor date de metoda din lucrarea /4/, din relațiile (3) pot fi determinate componentele σ_x, σ_y, τ_{xy}, care în coordonate curbilinii au forma :

$$\sigma_x = K\,[-1 - (m+n)\cdot 2\cdot\Delta\alpha - \cos(m-n)\cdot 2\cdot\Delta\alpha]$$

$$\sigma_y = K\,[-1 - (m+n)\cdot 2\cdot\Delta\alpha + \cos(m-n)\cdot 2\cdot\Delta\alpha] \qquad (6)$$

$$\tau_{xy} = K(m-n)\cdot 2\cdot\Delta\alpha$$

în care :

K este constanta plasticității ($K = R_e^*/2$; R_e^* — limita de curgere corespunzătoare stării plane de deformare ; $R_e^* = 1{,}15\ R_e$; R_e — limita de curgere a materialului stabilită la tracțiune sau compresiune) ;

$\Delta\alpha$ — unghiul ales dintre tangentele la traiectoriile tensiunilor tangențiale ;

m, n — indecșii punctelor nodale caracteristice.

Pentru analiza teoretică și practică, importante sînt curbele care trec prin punctele nodale a căror sumă a indecșilor are valoarea constantă (izobare). Aceasta înseamnă că, în acele puncte, presiunile hidrostatice au aceleași valori, putînd fi determinate cu relația :

$$\sigma_{med} = \frac{\sigma_x + \sigma_y}{2} = K[-1 - (m+n)\cdot 2\cdot\Delta\alpha] \qquad (7)$$

Introducînd coeficientul b ca raport între tensiunea hidrostatică și limita de curgere R_e, se obține :

$$q = -\frac{\sigma_{med}}{R_e} = 0{,}5 + (m+n)\cdot\Delta\alpha \qquad (8)$$

Pentru $\Delta\alpha = 15° = 0{,}261$ rad. și $\Delta\alpha = 10° = 0{,}1745$ rad., rezultă izobarele ale căror valori reprezintă mărimile coeficientului q (tab. 1).

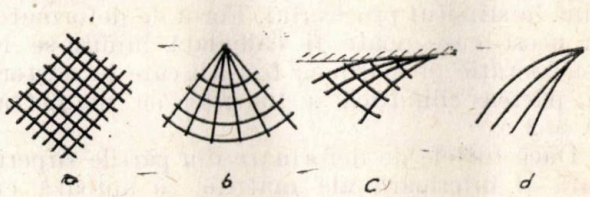


Fig. 5. Tipuri de rețele de linii de alunecare: *a* — rectangulare (stare omogenă de tensiuni); *b* — circulare (componenta hidrostatică constantă de-a lungul fiecărei traiectorii); *c* — cicloidale; *d* — spiral logaritmic

Pentru construcția rețelei liniilor de alunecare se pot utiliza atît metode numerice prin care se calculează coordonatele punctelor nodale cît și grafice care au la bază secantele. După construcția rețelei liniilor de alunecare care pot avea diferite forme (fig. 5), se poate calcula coeficientul q, raportat la punctele nodale aflate pe conturul zonei plastice cu valorile sumei $(m + n)$ cele mai mari, care să aparțină izobarelor. Apoi, se poate trasa graficul de variație a lui q și calcula valoarea medie a coeficientului q_m ca raport între volumul corpului format sub curba de variație q și suprafața de contact sculă-material proiectată în plan orizontal :

$$q_m = \frac{V}{S} \qquad (9)$$

Tabelul 1

Valorile coeficientului q pentru $\Delta\alpha = 15° = 0{,}261$ rad și $\Delta\alpha = 10° = 0{,}1745$ rad

I	II	III	IV	V	VI	VII	VIII	IX	X	XI	XII	XIII	XIV	XV
0,762	1,024	1,285	1,547	1,807	2,071	2,332	2,594	2,856	3,118	3,380	3,641	3,903	4,165	4,424
0,674	0,849	1,023	1,198	1,370	1,545	1,720	1,896	2,070	2,245	2,419	2,594	2,768	2,943	3,117

Obs. Izobarele I — XV reprezintă suma indecșilor $m + n$

Volumul se stabilește pe baza unei relații de integrare a curbei de variație q.

Întrucît cu ajutorul liniilor de alunecare se poate urmări și starea de deformare a materialului în diferitele etape ale procesului, se poate trage concluzia că metoda este pe deplin utilă și pentru stabilirea valorilor optime ale razelor de racordare ale pieselor matrițate închis sau deschis, respectiv a formei optime a pieselor sau semifabricatelor inițiale. Prin aceasta se va putea realiza produsul care să corespundă din punct de vedere al caracteristicilor mecanice cerute, al dimensiunilor și al formelor.

Dacă se ia ca exemplu matrițarea închisă a unei piese din cele mai simple (piesă cilindrică) (fig. 6), aceasta poate fi obținută dintr-un semifabricat care, introdus în cavitatea matriței, se transformă treptat prin deformare în produsul dorit.

În timpul curgerii, materialul ia contact cu pereții matriței, contact care se realizează pe o suprafață care crește continuu de la începutul pînă la sfîrșitul procesului. Forța de deformare, în acest caz, poate fi calculată luîndu-se în considerație și mărimea frecării care ia naștere în partea cilindrică a matriței cu diametrul $D = 2$ r.

Dacă forțele de deformare din părțile superioară și inferioară ale matriței se notează cu F_r și F_{r_2}, iar forța de frecare de pe partea cilindrică de contact sculă-material cu F_f (fig. 6, *a*), rezultă că :

— atunci cînd $F_{r_2} < F_{r_1} + F_f$, materialul umple numai partea superioară a matriței (zona razei r_2) ;

— atunci cînd $F_{r_2} > F_{r_1} + F_f$, materialul umple numai partea inferioară a matriței (zona razei r_1).

Cele două condiții de inegalitate pot să existe doar o anumită perioadă de timp, pînă cînd se stabilește egalitatea :

$$F_{r_2} = F_{r_1} + F_f$$

Umplerea zonelor muchei, respectiv a celor în care sînt figurate razele r_2 și r_1 se face cînd $\tau_{max} = K = R_e/\sqrt{3}$ sau cînd $\tau_{max} = K = R_e/2$. Urmărind construcția grafică (fig. 6, *b*) care respectă proprietățile liniilor de alunecare, se remarcă faptul că din A și B pleacă fasciculele de bază 0,0—0,9 și 0,0—5,0, din care rezultă ramurile caracteristice de formă cicloidală. Con-

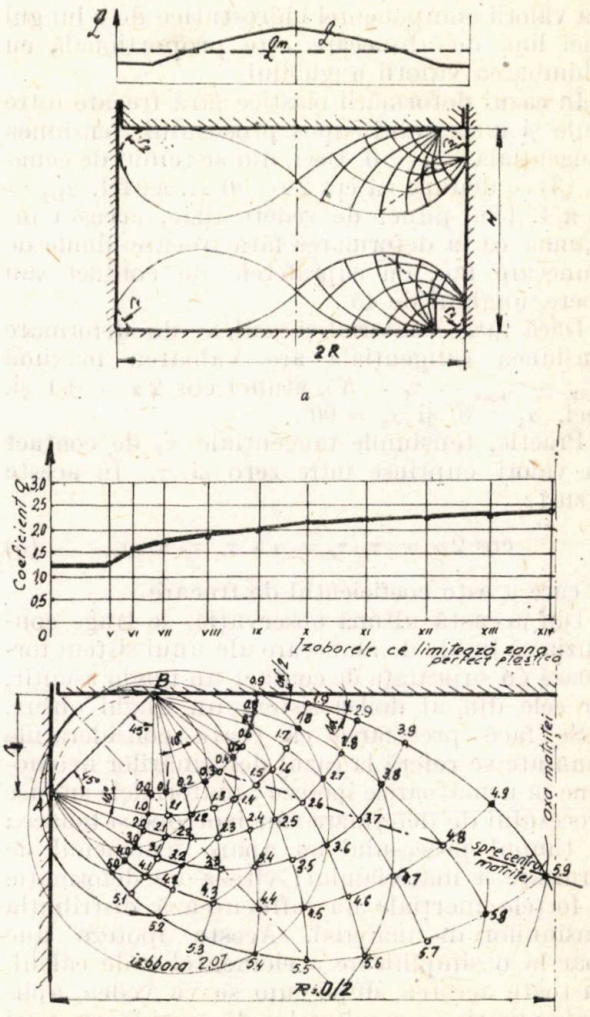


Fig. 6. Reprezentarea grafică a zonelor de deformare plastică cu ajutorul liniilor de alunecare, în cazul matrițării închise: *a* — schema de ansamblu; *b* — construcția grafică a liniilor de alunecare, a izobarelor și a diagramei coeficientului q la nivelul razei r_2

strucția grafică a fost executată cu $\Delta\alpha = 10°$. Punctele nodale, ale căror indecși m și n însumați dau valori identice, duc la izobarele I—IV. Rețeaua liniilor de alunecare se termină în 5.9 unde a fost considerată axa sculelor. Vederea de ansamblu a zonelor liniilor de alunecare este vizibilă în figura 6, *a*. Dacă se procedează în continuare la calculul volumului rezultat de sub curba de variație a lui q și apoi a suprafeței $S = \pi \cdot R^2$, se ajunge la o relație a coeficientului mediu q_m de forma :

$$q_m = 1{,}53 \ln \frac{0{,}94R}{r} \qquad (11)$$

Avînd în vedere faptul că tensiunile se distribuie neuniform în volumul materialului, înseamnă că relația (10) poate fi asimilată și la nivelul coeficienților medii astfel :

$$q_{m2} = q_{m1} + q_f \qquad (12)$$

în care q_m, q_{m1} și qf sînt coeficienții medii la nivelul razelor r_1 și r_2 și al frecării dintre material și scule.

Coeficientul mediu al frecării rezultă din relația forței de frecare :

$$F_f = q_f \cdot R_e^* \cdot S = \mu \cdot R_e^* \cdot 2 \cdot \pi \cdot R \ (H - r_1 - r_2)$$

Cum $S = \pi \cdot R^2$ și r_1, r_2 au valori mici comparativ cu H, rezultă, în final, că :

$$q_f = \mu \cdot H/R \qquad (13)$$

Prin înlocuirea datelor cunoscute în relația (12), se obține :

$$1{,}53 \ln \frac{0{,}94\ R}{r_2} = 1{,}53 \ln \frac{0{,}94\ R}{r_1} + \mu \cdot \frac{H}{R}$$

respectiv :

$$\frac{r_1}{r_2} = e^{\mu \frac{H}{1{,}53\ R}} \qquad (14)$$

Practic, partea teoretică a fost verificată experimental pe o presă de 2000 KN (200 tf), deformîndu-se la 1 200°C oțelul OLC45 cu R^*_e = 9,4 daN/mm². Forțele au fost măsurate cu o doză tensometrică. Materialul supus matrițării închise (fig. 6, *a*) a avut la sfîrșit dimensiunile Ø 45 × 35. Deci, pentru R = 22,5 mm, teoretic au rezultat valorile raportului r_1/r_2 corespunzătoare unui coeficient de frecare de la 0,1 la 0,5 (tab. 2).

Tabelul 2

Valorile raportului r_1/r_2 (R = 22,5 mm) corespunzătoare diferitelor valori ale coeficientului de frecare

μ	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5
r_1/r_2	1,1	1,22	1,35	1,5	1,66

Presiunea hidrostatică medie p_m a fost calculată pe baza măsurării forței medii F_m, rezultînd :

$$p_m = F_m/S = q_m \ . \ R_e^*$$

Deci, pe baza măsurătorilor a putut fi verificată valoarea coeficientului $q_m = F_m/9{,}4 \ . \ S$.

Experimental, plecînd de la un semifabricat inițial de Ø 35 × 60 mm, s-au măsurat razele r_1 și r_2, iar în funcție de evoluția acestora și a presiunii medii p_m, s-a trasat diagrama din figura 7. S-a stabilit că raportul optim al razelor pentru care presiunea medie nu are tendință să devină asimptotă la ordonată este cuprins între limitele 1,4 și 1,7. Din calculele efectuate pentru aceste rapoarte (tab. 2) coeficientul de frecare se află în intervalul 0,35—0,5.

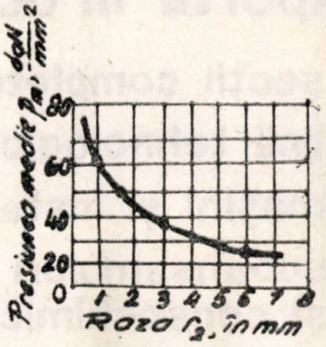


Fig. 7. Variația presiunii medii în funcție de raza de racordare r

Se constată că măsurătorile efectuate experimental și calculele duc aproximativ la aceleași valori. Abaterile sînt de 3,5%.

Metoda poate fi aplicată și pentru tipuri de produse mai complexe, obținute prin matrițare sau extrudare, cu condiția ca materialul să fie supus unei deformări axial-simetrice.

BIBLIOGRAFIE

[1] Unksov, L. A. *Injenirnaia teoriia plasticinosti.* Moscova, Mașghiz, 1951.

[2] Tomlenov, A. D. *Teoria plasticeskih deformații metallov.* Moscova, Mașghiz, 1963.

[3] Tarnovski, I. J. *Teoria obrabotki davleniem.* Moscova, 1963.

[4] Sofman, L. A. *Osnovi rasceta processov ștampovki i presovania,* Moscova, 1961.

[5] Hill, R. *The mathematical Theory of Plasticity.* Oxford, Clardendon Press, 1950.

[6] Badea, S. Teză de doctorat, 1976, Plzeň, R.S.C.

centrozap

Societate de comerţ exterior cu răspundere limitată

exportă în domeniul metalurgiei:

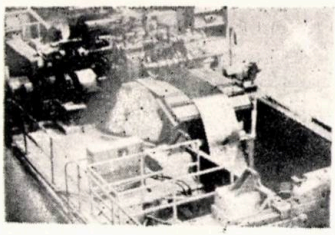
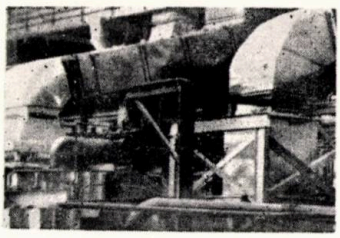
- secţii complete
- linii tehnologice
- maşini şi instalaţii
- subansambluri pentru instalaţii metalurgice şi cocsochimice
- servicii de construcţie-montaj

Pentru informaţii detaliate vă rugăm să vă adresaţi
Societăţii de comerţ exterior cu răspundere limitată

CENTROZAP

ul. Mickiewicza 29
40—085 Katowice, R. P. Polonă
Telefon: 513—401; Telex: 0315771 cp pl
Telefax: 598—658

PUBLICOM

INSTITUTUL DE INGINERIE TEHNOLOGICĂ
ȘI PROIECTARE
PENTRU UZINE ȘI SECȚII DE LAMINARE

IPROLAM

■ **ELABOREAZĂ**

STUDII ȘI PROIECTE PENTRU LAMINOARE DE PRODUSE PLATE, ȚEVI, PROFILE, TREFILATE ȘI CUPTOARE DE ÎNCĂLZIRE ȘI TRATAMENT TERMIC

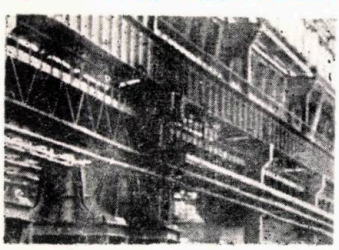
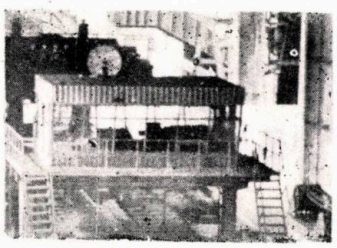
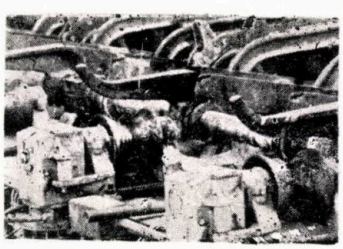
■ **ASIGURĂ**

ASISTENȚA TEHNICĂ LA UZINARE, MONTAJ, PUNERE ÎN FUNCȚIUNE

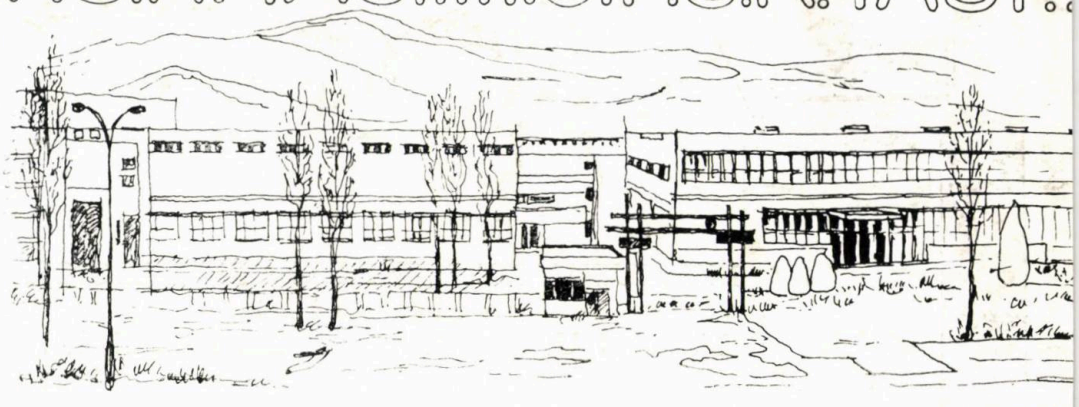
■ **ACORDĂ**

ENGINEERING ÎN STRĂINĂTATE

STR. NEGUSTORI, NR. 23—25, BUCUREȘTI SECTOR 2, COD 79648, TEL. 15 87 39

..IASI...I.U.P.S.R. IASI...I.U.P.S.R. IASI..



ÎNTREPRINDEREA DE UTILAJE,
PIESE SCHIMB ŞI REPARAŢII

ŞOS. TUTORA, NR. 34, TEL. 33090, 32461
TELEX 022274 COD POŞTAL 6600

CORPURI DE MĂCINARE, BLINDAJE DIN FONTĂ ÎNALT ALIATĂ CU CROM PENTRU INDUSTRIA CIMENTULUI ŞI A MATERIALELOR REFRACTARE, BAUXITEI ŞI A ALTOR MINEREURI, PRECUM ŞI O GAMĂ DIVERSĂ DE PIESE TURNATE REZISTENTE LA UZURĂ

UTILAJE PENTRU INDUSTRIA LEMNULUI: FERĂSTRAIE PANGLICĂ ŞI CU DISC, MAŞINI DE FREZAT PE PATRU FEŢE. DE SCULPTAT PRIN COPIERE, DE DEGROŞAT ŞI DEBITAT FURNIR ŞI SUPERFINISAT, PRECUM ŞI O MARE DIVERSITATE DE UTILAJE TIP HOBBY PENTRU ATELIERE DE PROTOTIPURI

·EXECUTA · EXECUTA · EXECUTA

..IASI...I.U.P.S.R. IASI...I.U.P.S.R. IASI..

E 3280
KOH

METALURGIA

BIBLIOTECA
10 -08- 1989

5

METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XL • NR. 5 • MAI 1989

INTREPRINDEREA CARBOCH CLUJ

CLUJ-NAPOCA
Piata 1 Mai nr.
Telefon 32047 Telex

PRODUCE:

ABRAZIVI PE SUPORT

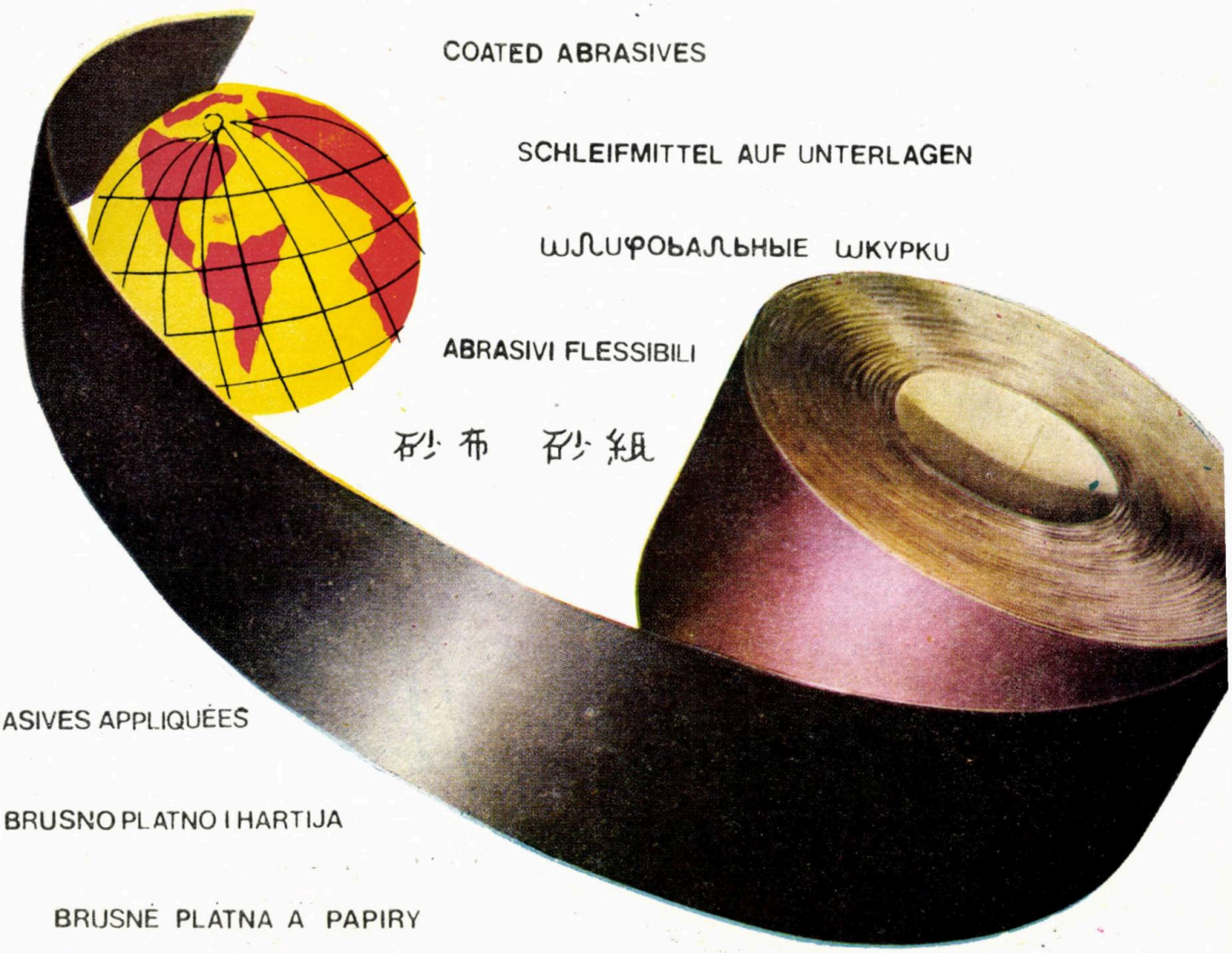
COATED ABRASIVES

SCHLEIFMITTEL AUF UNTERLAGEN

ШЛИФОВАЛЬНЫЕ ШКУРКИ

ABRASIVI FLESSIBILI

砂布　砂紙



ABRASIVES APPLIQUÉES

BRUSNO PLATNO I HARTIJA

BRUSNÉ PLÁTNA A PAPIRY

PENTRU SLEFUIREA TUTUROR TIPURILOR DE MATERIALE

EXPORTATOR

MINERALIMPORTEXPORT ROMANIA

MINERALIMPORTEXPORT

BUCURESTI 70033 Bd. Republicii nr. 16
Tel. 139167 Telex 118736 ROMANIA

METALURGIA

Anul 41 Nr. 5 Mai 1989

CUPRINS

Murguleț, N., Dina, Vasilica, Nicolae, A., Predescu, C., Covali, N., Mihăilescu, C., Boiangiu, C., Ancuț, R. și *Dragulschi, Teodora:* **Unele interdependențe între regimul termic și regimul gazodinamic la cuptoarele tunel pentru fabricarea produselor refractare** 219

Panaitescu, Cornelia și *Manu, Mariana:* **Valoarea indicelui de materii volatile, parametru de rang al cărbunelui** 221

Bulnariu, I., Berceanu, E., Geantă, V. și *Radu, V.:* **Aspecte privind funcționarea cuptoarelor electrice cu arc dotate cu panouri răcite cu apă** 226

Petrescu, N. și *Brițchi, Mirela:* **Obținerea straturilor de difuzie prin metalizare cu crom și vanadiu a fierului Armco și calculul coeficienților de difuzie** . 230

Spârchez, Z., Matei, Gh. și *Bicsak, E.:* **Mecanismul formării pulberii din aliaje pe bază de nichel în procesul de pulverizare din faza lichidă cu argon** . 235

Vlaicu, Gh. și *Halász, E.:* **Formarea liniei spectrale în analiza de raze X—aplicații în spectrometria de fluorescență de raze X** 239

Badea, Teodora, Nicola, Maria, Brînzoi, V. și *Badea, F.:* **Tranziția activ-pasiv a nichelului în soluții acide de sulfat** 242

Moldovan, P. și *Murgulescu, Rodica:* **Cercetări experimentale privind procesele de oxidare avansată și vaporizare a unor impurități la rafinarea termică a cuprului** 247

Borșan, Al., Mitroi, C. și *Bratu, I.:* **Cercetări privind mărirea fiabilității cilindrilor din fontă pentru laminoare** 251

Dinescu, I., Băcanu, I., Olteanu, Florica și *Bozocea, Eugenia:* **Cercetări privind îmbunătățirea caracteristicilor fontelor albe înalt aliate cu crom și molibden** 253

Mitelea, I. și *Miloș, L.:* **Caracteristici structurale și mecanice ale îmbinărilor sudate din oțeluri placate cu aliaje de nichel** 257

REVISTA REVISTELOR 225 241 246
RECENZII 250, 262

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM, Departamentul Export-Import, Presă. P.O. Box 136—137. Telex: 11 226 BUCUREȘTI, str. 30 Decembrie, nr. 3

Președintele colegiului de redacție: prof. dr. ing. L. SOFRONI

Redactor: ELENA PÂRVU

Tehnoredactor: MARIETA RUBȚOV

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România—Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, sector 1. Telefon: 59.49.90. Revista este editată de ICEM—O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — Filiala sector 6 — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament: lei 180 anual. Costul unui exemplar: lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

I.P. „Informația"—c. 1151

CONTENTS

DC: 666.76:521.783.237

Murguleț, N., Dina, Vasilica, Nicolae, A., Predescu, C., Covali, N., Mihăilescu, C., Boiangiu, C., Ancuț, R. and *Dragulschi, Teodora:* **Certain interdependent relationship between the heat regime and the gasodynamic regime in tunnel kiln for the manufacture of research products**

Starting from thermal prerequisites, the authors present the conditions of the gasodynamic regime. The authors determine the calculation relations of pressures which offer the possibility of drawing the baric diagram of facilities. The authors present actual examples of calculation.

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 219—220

DC: 662.6

Panaitescu, Cornelia and *Nanu, Mariana:* **The value of volatile matter index — an important parameter for the coal type**

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 221—225

DC: 621.745

Butnariu, I., Berceanu, E., Geantă, V. and *Radu, V.:* **Aspects of the operation of electric are furnaces equipped with water cooled panels**

The paper presents certain aspects on the operation of electric arc furnaces equipped with water cooled panels.

The authors point out the necessities which lead to the implementation of this new technological versions on the electric arc furnaces, the concepts of panels as well as their way of location. It is necessary to explain certain technological and economic aspects of the use of these elements.

The use of the water cooled panels for electric arc economic performances with possibilities of improving them with a view to increasing the productivity and reduction of the material and energy.

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 226—229

DC: 66.063.2:669.14.018.264

Petrescu N. and Briţchi, Mirela: **The way of obtaining the diffusion layers by chrome and vanadium metallization of Armco iron and the calculation of the diffusion indexes**

The authors carried out researches on the chrome and vanadium diffusion in Armco iron, by the packing program of powders made of chrome and vanadium ferroalloys, NH_4Cl and Al_2O_3. The authors calculate interdiffusion indexes in Fe-Cr and Fe-V binary systems by the Boltzmann-Metano method. The authors calculate $\tilde{D}^{Fe}_{VV}$, $\tilde{D}^{Fe}_{CrCr}$ and $\tilde{D}^{Fe}_{CrV}$ interdiffusion indexes in Fe-Cr-V ternary system.

Metalurgia 41 (1988), nr. 5, p.

DC: 492.2:669.24

Spârchez, Z., Matei, Gh. and *Bicsak, E.:* **Considerations on the mechanism of the formation of nickel alloy powder in the spray process from the liquid phase with argon**

The paper presents a new mechanism of the formation of metal drops, pointed out at the desintegration of a vein of Cr-Fe-Si-B-C alloy under the action of two asymmetrical V argon jets, with the convergence point placed beyond the axis of the metal vein.

The depression and the vortex which the gas jet determine on the dorsal side of a mother drop, as well as the transfer of metal material in the drop determined by the friction of the jet to its surface lead to the formation of a cone and of one or several lens-shaped cores on the surface of the drop which is near cone. From this cone and cores, several daughter grains, linked by filaments to the mother grain, are generated and developed.

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 235—238

DC: 537.531

Vlaicu, Gh. and *Halász, E.:* **Spectral line shape in X ray analysis and applications in X ray fluorescence spectrometry**

The paper includes a brief theoretical description of the phenomena which occur from X photon emission to Bragg diffraction on the analyser crystal, from the point of view of the spectral line shape.

The authors describe certain applications in the field of X ray fluorescence spectrometry which lead to the increase of analysis accuracy.

Mettalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 239—241

DC: 543.062 :669.24

Badea Teodora, Nicola Maria, Brînzoi, V. and Badea, F.: **Active-passive transition of nickel in sulphate acid solil**

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p.

DC: 66.056.9:669.054

Moldovan, P. and *Murgulescu, Rodica:* **Experimental researches on advanced oxidizing processes and on sprayin of certain impurities at copper heat refining**

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p.

DC: 621.771.07

Borşan, Al., Mitroi, C. and *Bratu, I.:* **Rechearches on the increase of the reliability of iron rolls for rolling**

The paper presents the results of the researches carried out by the Metallurgical Research Institute with a view to increasing the reliability of hard iron rolls with a barrel of 600×1000 m and a diameter of 650×1000 mm. These rolls are necessary for the Călăraşi Work rolling mill.

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p.

DC: 621.746.01 ; 669—131.2

Dinescu, L., Băcanu, I., Olteanu, Florica and *Bozorcea, Eugenia:* **Researches on the improvement of Cr and Mo high alloy white cast iron**

The eutectic and primary carbides obtained in the roughly cast structure in the case of 15 Cr — 3 Mo white cast iron are not influenced by the subsequent heat treatment (860—1100 C 1 h/25 mm).

By correctly selecting the Cr—C ratio (5—6,6) accompanied by an adequate modification (0,5—1% FeSiMg) an even distributed roughly cast structure can be obtained leading to a radiant hardness and wear reistance as well as to an adequate workability.

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p.

DC: 669.14 ; 245—154

Mitelea, I. and *Miloş, L.:* **Structural and mechanical characteristics of welded joints made of nickel alloy plated steels**

The paper presents the welding characteristics of Mone and Incaloy plated steels and their welding technology

Macro- and microstructural analyses accompanied by mechanical tests allow the estimation of the joint quality.

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p.

INHALT

DK: 666.76:621.783.237

Murguleț, N., Dina, Vasilica, Nicolae, A., Predescu, C., Covali, N., Mihăilescu, C., Boiangiu, C., Ancuț, R. und *Dragulschi, Teodora:* **Einige Zusammenhänge zwischen den thermischen Betrieb und den gasodynamischen Betrieb der Tunnelöfen für die Herstellung der hitzebeständigen Werkstoffe**

Ausgehend von thermischen Voraussetzungen werden die Bedingungen des gasodynamischen Betriebs dargestellt. Es werden einige Berechnungsbeziehungen der Drücke die bei der Festlegung der barischen Diagramme des Aggregats beitragen, festgesetzt; es werden konkrete Beispiele angeführt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 219—220

DK: 662.6

Panaitescu, Cornelia und *Manu, Mariana:* **Kennwert der flüchtigen Elemente als Rangparameter der Kohle**

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 221—225

DK: 621.745

Butnariu, I., Berceanu, E., Geantă, V. und *Radu, V.:* **Ansichten betreffs den Betrieb der Elektrolichtbogenöfen mit wassergekühlten Tafeln**

Die Arbeit gibt einige Ansichten zur Betriebsweise der Elektrolichtbogenöfen die mit wassergekühlten Tafeln ausgerüstet sind, wieder. Es werden die Bedürfnisse, die zum Einsatz der o.g. neuen verfahrenstechnischen Variante, im Falle der Elektrolichtbogenöfen, den konstruktiven Arten der Tafeln, sowie deren Anordnungsweise notwendig sind, angeführt. Sehr wichtig ist die Erörterung einiger verfahrenstechnischen und wirtschaftlichen Aspekte des Einsatzes der o.g. konstruktiven Elemente.

Der Einsatz der wassergekühlten Tafeln bei den Elektrolichtbogenöfen gestattete die Erzielung einiger technischen und wirtschaftlichen Leistungen zusammen mit verschiedene Verbesserungsmöglichkeiten im Bereich des Leistungswachstums und der Verminderung des Werkstoff-und Energieverbrauchs.

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 226—229

DK: 66.063.2:669.14.018.264

Petrescu, N. und *Brițchi, Mirela:* **Herstellung der Diffusionsschichten durch Chrom und Vanadiumüberzug des Armco-Eisens und Berechnung der Diffusionskoeffizienten**

Es wurden einige Erforschungen im Bereich der Diffusion des Chroms und des Vanadiums im Armco-Eisen, mittels des Pulververpackungsverfahrens, zusammengesetzt aus Chrom und Vanadium-Ferrolegierungen, NH_4Cl und Al_2O_3 dargestellt. Es wurden die Interdiffusionskoeffizienten der binären Fe-Cr und Fe-V-Systeme, anhand der Boltzmann-Matano Methode festgesetzt. Es wurden die Interdiffusionskoeffizienten $\tilde{D}^{Fe}_{VV}$, $\tilde{D}^{Fe}_{CrCr}$, $\tilde{D}^{Fe}_{VCr}$ und $\tilde{D}^{Fe}_{CrV}$ aus dem ternären Fe-Cr-V-System berechnet.

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 230—234

DK: 492.2:669.24

Spârchez, Z., Matei, Gh. und *Biesak, E.:* **Ansichten betreffs den Pulvern aus Nickellegierungen während des Verstäubungsprozesses aus der flüssigen Argonphase**

Die Arbeit bestätigt einen neuartigen Bildungsmechanismus der Metalltropfen, das bei der Umwandlung eines Cr-Fe-Si-B-C-Legierungsstrahls mit Einwirkung von zwei assymmetrischen V—Argonstrahlen, mit Konvergenzpunkt ausserhalb des Metallstrahls, wichtig ist.

Der Unterdruck und der Wirbel, die infolge des sich auf den Mutter-Tropfen befindenden Gasstrahl entstehen, sowie der Transport von metallischen Stoffen im Tropfen, das durch die Reibung des Strahls auf dessen Oberfläche bewirkt wurde, führen zur Bildung eines Kraters und einer oder mehrerer kugelzweieckiger Auswüchsen auf der Oberfläche des sich neben den Krater befindenden Tropfen. Aus den o.g. Auswüchsen werden nachher ein oder mehrere Tochter-Pellets, die durch Faden mit dem Mutterpellet verbunden sind, ausgeschlagen und bzw. entwickelt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 235—238

DK: 537.531

Vlaicu, Gh. und *Halász, E.:* **Form einer Spektrallinie aus der Röntgenstrahlanalyse und Anwendungen in der Röntgen-Fluoreszenzspektrometrie**

Die Arbeit enthält eine kurze theoretische Darstellung der verschiedenen Erscheinungen die während der Ausstrahlung von X-Photonen bis zur Bragg-Beugung auf den Analysatorkristall, aus dem Gesichtspunkt der Spektrallinienform vorkommen.

Es wurden einige Anwendungen im Bereich der Röntgenfluoreszenzspektrometrie, dessen Einsatz zur Erhöhung der Analysengenauigkeit geführt hat, dargestellt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 289—241

DK: 543.062:669.24

Badea, Teodora, Nicola, Maria, Brînzoi, V. und *Badea, F.:* **Der aktiv-passive Übergang des Nickels in saure Sulfatlösungen**

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 242—246

DK: 66.056.9:669.059

Moldovan, P. und *Murgulescu, Rodica:* **Experimentelle Erforschungen angesichts der Vorgänge von fortgeschrittenen Oxydation und Verdampfung einiger Verunreinigungen bei der thermischen Raffination des Kupfers**

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 247—250

DK : 621.771.07

Borșan, Al., Mitroi, C. und *Bratu,I.* : **Untersuchungen angesichts der Erhöhung der Wirksamkeit der Walzzylindern aus Roheisen**

In der Arbeit werden die Ergebnisse der im metallurgischen Forschungsinstitut ICEM ausgeführten Untersuchungen, zwecks der Erhöhung der Wirksamkeit der Hartgusszylindern die den Ausmassen von Ø600 × 1000 mm und Ø650 × 1000 mm — Ballen entsprechen und notwendig für die Profilwalzwerke aus dem Hüttenkombinat Călărași sind, dargestellt.

Die hergestellten Werkstücke haben höhergelegene Eigenschaften. Die an der Arbeitsoberfläche gemessene Härte ist konstant und ist charakterisiert durch einen niedrigen Querschnittsgradient und einer Qualität die vom Zusammenhang zwischen der chemischen Zusammensetzung und den Giessparametern durch den statischen Duplex-Verfahren bedingt ist.

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 251—252

DK : 621.746.01 ; 669—131.2

Dinescu, L., Băcanu, I., Olteanu, Florica und *Bozocea, Evgenia* : **Untersuchungen angesichts der Verbesserung der Eigenschaften des mit Cr und Mo hochlegierten Weisseisens**

Die eutektischen und primären Karbide aus einer roh gegossenen Struktur, im Falle des Weisseisens vom Typ 15Cr—3Mo sind von der nachfolgenden Wärmebehandlung bei 860—1100°C 1h/25 min nicht beeinflusst.

Durch die bewährte Auswahl des Cr—C(5—6,6) Verhältnisses, verbunden mit einer geeigneten (0,5—1 % Fe Si Mg) Veränderung wird in rohgegossenen Zustand eine feine, gleichmässig verteilte Struktur erzielt, welche zu einem hohen Zähigkeits-und Verschleisswiderstandsgrad und bzw. zu einer geeigneten Verarbeitbarkeit führt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 253—256

DK : 669.14 : 669.245—154

Mitelea, I. und *Miloș, L.:* **Strukturelle und mechanische Eigenschaften von Schweissverbindungen aus Verbundstahl der Nickel-Basis-Legierungen**

In der Arbeit werden die Eigentümlichkeiten des Schweissens von Verbundstahl mit Monel-und Incoloy-Legierungen sowie die betreffende Schweisstechnologie dargestellt.

Die makro-und mikrostrukturellen Ermittlungen, kombiniert mit den mechanischen Versuchen, gestatten die Abschätzung der Qualität der hergestellten Schweissverbindungen.

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 257—261

SOMMAIRE

CD: 666.76:621.783.237

Murguleț, N., Dina, Vasilica, Nicolae, A., Predescu, C. Covali, N., Mihăilescu, C., Boiangiu, C., Ancuț, R. et *Dragulschi, Teodora:* **Certaines interdépendances entre le régime thermique et le régime gazodynamique aux fours tunnels pour la fabrication des produits réfractaires**

À partir des considérations thérmiques, on présente les conditions imposées au régime gasodynamique. On a établi des relations pour la détermination des pressions à l'aide desquelles on trace le diagramme barique de l'agrégat; on présente également des exemples concrets de calcul.

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 219—220

CD: 662.6

Panaitescu, Cornelia et *Nanu, Mariana:* **La valeur de l'indice de matières volatiles en tant que paramètre de rang des charbons**

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 221—225

CD: 621.745

Butnariu, I., Berceanu, F., Geantă, V. et *Radu, V.:* **Considérations sur le fonctionnement des fours électriques à arc equippés de panneaux refroidis à l'eau**

L'article présente certaines considérations sur le fonctionnement des fours électriques à arc equippés de panneaux refroidis à l'eau.

Les auteurs soulignent les exigences qui ont déterminé l'implémentation de cette nouvelle variante technologique sur les fours électriques à arc, les types constructifs des panneaux, de même que leur emplacement.

Par l'utilisation des panneaux refroidis à l'eau pour les fours électriques à arc, on a obtenu des performances technologiques et économiques qui ont déterminé l'augmentation de la productivité et la diminution des consommations de matières première et d'énergie.

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 226—229

CD: 66.063.2:669.14.018:264

Petrescu, N. et *Brîtchi, Mirela:* **L'obtention des couches de diffusion par la métallisation à chrome et à vanadium du fer Armco et le calcul des coefficients de diffusion**

Les auteurs ont étudiés la diffusion du chrome et du vanadium dans le fer Armco par le processus de l'empaquetage en poudres obtenues de ferroalliages de chrome et de vanadium, NH_4Cl et Al_2O_3. Par la méthode Boltzmann-Matano, on a déterminé les coefficients d'interdiffusion dans les systèmes binaires Fe-Cr et Fe-V. Les auteurs ont calculé les coefficients d'interdiffusion $\tilde{D}^{Fe}_{VV}$, $\tilde{D}^{Fe}_{CrCr}$, $\tilde{D}^{Fe}_{VCr}$, $\tilde{D}^{Fe}_{CrV}$ dans le système ternaire Fe-Cr-V.

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 230—234

CD: 492.2:669.24

Spârchez, Z., Matei, Gh. et *Bicsak, E.:* **Le mécanisme de la formation des poudres en alliages à base de nickel dans le processus de pulvérisation du métal liquide à l'aide de l'argon**

L'article présente un nouveau mécanisme de formation des gouttes en métal, constaté lors de la desintégration d'une veine d'alliage Cr-Fe-Si-B-C sous l'action de deux jets asymétriques d'argon en V, ayant le point de convergence en dehors de l'axe de la veine de métal.

La dépression et le tourbillon provoqués par le jet de gaz sur la partie dorsale d'une goutte mère, de même que le transport de matériel métallique dans la goutte, provoqués par la friction entre le jet et la surface de la goutte, déterminent la formation d'un cratère et d'une ou de plusieurs protubérences lenticulaire sur la surface de la goutte voisine du cratère d'où bourgeonnent et se développent une ou plusieures granules-filles reliées par filaments de la granule-mère.

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 235—238

CD: 537.531

Vlaicu, Gh. et *Halász, E.:* **La forme de la ligne spectrale dans l'analyse à rayons; applications dans la spectrométrie de fluorescence X**

L'article contient une courte présentation théorique des phénomènes qui apparaissent à partir de l'emission des photons X et jusqu'à la diffraction Bragg sur le cristal analyseur, du point de vue de la forme de la ligne spectrale.

On présente également certaines applications dans le domaine de la spectrométrie de fluorescence X qui contribuent à l'augmentation de la précision des analyses.

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 239—241

CD: 543.062:669.24

Badea, Teodora, Nicola, Maria, Brînzoi, V. et *Badea, F.:* **La transition active-passive du nickel en solutions acides de sulfate**

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 242—246

CD: 66.056.9:669.054

Moldovan, P. et *Murgulescu, Rodica:* **Recherches expérimentales concernant les processus d'oxydation avancée et de vaporisation de certaines impuretés lors du raffinage thermique du cuivre**

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 247—250

CD: 621.771.07

Borșan, Al., Mitroi, C. et *Bratu, I.:* **Recherches sur l'augmentation de la fiabilité des cylindres en fonte pour laminage**

Les auteurs présentent les résultats des recherches effectuées par l'Institut de Recherches Métallurgiques afin d'augmenter la fiabilité des cylindres en fonte dure (les dimensions de la table sont: 600×1 000 mm et 650×1 000 mm) nécessaires au laminoir de profils du Combinat Sidérurgique de Călărași.

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 251—252

CD: 621.746./01;669—131.2

Dinescu, L., Băcanu, I., Olteanu, Florica et *Bozocea, Eugenia:* **Recherches sur l'amélioration des caractéristiques des fontes blanches hautement alliée à Cr et Mo**

Les carbures eutectiques et primaires obtenues dans la structure brute coulée, dans le cas des fontes blanches de type 15 Cr — 3 Mo, ne sont pas influencées par le traitement thermique ulterieur (860—1 100°C, 1 h 25 min).

Par le choix correcte du rapport Cr—C (5—6,6) et par une modification adéquate (0,5—1% Fe Si Mg), on peut obtenir en état brute coulée, une structure fine, uniformement répandue qui confère aux fontes une ténacité et une résistance élevées à l'usure de même qu'un traitement correspondant.

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 253—256

CD: 669.14;669:245—154

Mitelea, I. et *Miloș, L.:* **Les caractéristiques structurales et mécaniques des joints soudés en aciers plaqués par alliages de nickel**

L'article présente les particularités du soudage des aciers plaqués par alliages Monel et Incaloy de même que la technologie de soudage.

Les investigations macro- et microstructurales corroborées aux essais mécaniques ont permis la détermination de la qualité des joints réalisés.

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 257—261

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 666.76: 621.783.237

Мургулец, Н. Дина, Василика, Николае, А., Предеску, К. Ковали, Н., Михэилеску, К., Боианджиу, К., Анкуц, Р. и Драгулеки, Теодора: **Взаимозависимости между термическим режимом и газодинамическим режимом тунельных печей для производства огнеупорных изделий**

Исходя от предпосылок термической степени представлены условия исполняемые газодинамическим режимом. Определены соотношения расчета давлений, которое дает возможность нанесения бар диаграммы агрегата; представлены конкретные примеры расчета.

Metalurg'a 41(1989), nr. 5, p. 219—220

ДК:662.6

Панаитеску, Корнелия и Ману, Марияна: **Величина показателя летучих веществ в качестве параметра класса углей**

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 221—225

ДК: 621.745

Бутнару, И., Берчеану, Е., Джеантэ, В. и Раду, В.: **Аспекты по работе электродуговых печей, снабженные водоохлаждаемыми панелями**

Работа представляет аспекты по работе электродуговых печей снабженных водоохлаждаемыми панелями. Выявлены потребности которые привели к имплементации этого нового технологического варианта на электродуговых печах, строительные типы панелей, а также и их способ размещения. Необходимо объяснение некоторых технологических и экономических аспектов применения этих строительных элементов.

Использование водоохлаждаемых панелей в электродуговых печах позволило достижение технических и экономических качественных показателей с возможностями их улучшения для повышения производительности и снижения расходов материалов и энергии.

Metalurgia 41(1989), nr. 5, p. 226—229

ДК: 66.063.2: 669.14.018.264

Петреску, Н. и Брицки, Мирела: **Получение слоев диффузии металлизацией хромом и ванадием железа Армко и расчет коэффициентов диффузии**

Проведены исследования по диффузии хрома и ванадия в железе Армко способом упаковки в порошки из ферросплавов хрома и ванадия, NH_4Cl и Al_2O_3. Расчитаны коэффициенты междиффузии в бинарных системах Fe—Cr и Fe—V методом Boltzmann-Matano. Расчитаны коэффициенты междифуэии $\tilde{D}^{Fe}_{VV}$, $\tilde{D}^{Fe}_{CrCr}$, $\tilde{D}^{Fe}_{VCr}$, $\tilde{D}^{Fe}_{CrV}$ в тройной системе Fe—Cr—V.

Metalurgia 41(1989), nr. 5, p. 230—234

ДК: 492.2: 669

Спыркез, З., Матей, Г. и Биксак, Е.: **Механизм образования порошков из сплавов на основе никеля в процессе распыления аргоном из жидкой фазы**

Работа указывает на новый механизм образования металлических капел, выявленный при распаде струи сплава Cr—Fe—Si—B—C под действием двух ассиметрических струей, с точкой схождения размещенной вне оси струи металла. Депрессия и вихрь, вызванные потоком газа на дорсальной стороне капли-мать, а также и транспорт металлического материала в капли, вызванный трением потока о ее поверхности, ведут к образованию кратера и одной или более линзовидных протуберанц на поверхности капли, граничающая кратеру, из которых зарождаются и развиваются одна или несколько гранул-дочки, соединенные нитью с гранулой-мать.

Metalurgia 41(1989), nr. 5, p. 235—238

ДК: 537.531

Влайку, Г. и Халаз, Е.: **Форма спектральной линии при анализе рентгеновских лучей и применения в флуоресцирующей рентгеновских лучей**

Работа охватывает короткое теоретическое представление появляющихся явлений от испускания рентгеновских фотонов до диффракции Брагг на кристалле анализатор с точки зрения формы спектрофотометрии рентгеновских лучей, ведущие к повышению точности анализов.

Metalurgia 41(1989) nr. 5, p. 239—241

ДК: 543.062: 669.24

Бадеа Теодора, Никола, Мария, Брынзей, В. и Бадеа, Ф.: **Переход активного-пассивного никеля в кислотных растворах сульфата**

Metalurg'a 41(1989), nr. 5, p. 242—246

ДК: 66.056.9: 669.054

Молдован, П. и Мургулеску, Родика: **Экеперименталные исследования процесса глубокого окисления и выпаривания включений при термическом рафинировании меди**

Metalurgia 41(1989), nr. 5, p. 247—250

ДК: 621.771.07

Боршан, А., Митрой, К и Брату, И. **Исследования по повышению надежности чугунных валков для прокатки**

Работа представляет результаты исследований проведенных ИЧЕМ с целью повышения надёжности валков из отбеленного чугуна, с размерами бочки ∅650××1000 мм и ∅600×1000 мм, необходимые стану для прокатки профилей на Металлургическом комбинате Кэлэраш.

Полученные изделия имеют повышенные характеристики. Твёрдость, измеренная по рабочей поверхности, является постоянной и характеризуется пониженным градиентом по сечению; это качество является результатом знания и практического применения взаимозависимости химического состава и параметров разливки в условиях процесса дуплекс-статический.

Metalurgia 41 (1989), nr.5, p. 251—252

ДК: 621.746.01: 669-131.2

Динеску, Л., Бэкану, И., Олтяру, Флорика и *Бозочеа*, Е.: **Исследования по улучшению характеристик белых чугунов, высоколегированных с Cr и Mo**

Последующая термическая обработка (860—1100 °C, 1ч/25мм) не влияет на эвтектические и первичные карбиды, полученные в сыролитейной структуре белых чугунов типа 15Cr — 3Mo.

Правильным выбором соотношения Cr-C (5—6,6) и соответсующим изменением (0,5—1% Fe Si Mg) возможно получение тонкой структуры в сыро-литейном состоянии, однородно распределена, которая ведёт к высоким вязкости и износостойкости, и также к соответствующей обрабатываемости.

Metalurgia 41 (1989), nr. 5, p. 253—256

ДК:669.14: 669.245-154

Мителеа, И. и *Милош, Л.:* **Структурные и механические характеристики сварных соединений из сталей, плакированных никелевыми сплавами**

В работе предсавлены особенности сварки сталей, плакированных сплавами Монел и Инколой и технология их сварки.

Макро и микроструктуральные изыскания, сопровождённые механическими испытаниями позволяют оценивать качество реализованных соединений.

Metalurgia 41 (1989), nr.5, p. 257—261

METALURGIA 5

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTA ROMÂNIA 1989

Prof. dr. ing. N. Murguleţ, dr. ing. Vasilica Dina, dr. ing. A. Nicolae, ing. C. Predescu, ing. N. Covali, ing. C. Mihăilescu
Institutul Politehnic Bucureşti
ing. C. Boiangiu, ing. R. Ancuţ şi ing. Teodora Dragulschi
Combinatul Metalurgic Tulcea

Unele interdependenţe între regimul termic şi regimul gazodinamic la cuptoarele tunel pentru fabricarea produselor refractare

CZ: 666.76 : 621.783.237

Complexitatea regimului termogazodinamic al cuptoarelor tunel, definit prin regimurile termic şi gazodinamic, se exprimă, în primul rînd, prin:

— necesitatea menţinerii constante a temperaturilor pe secţiunea transversală a agregatului la valori prestabilite pentru fiecare din cele trei zone principale (încălzire, ardere şi răcire);

— diversitate în modurile de transmitere a căldurii: preponderent prin convecţie în zona de răcire, prin radiaţie în zona de ardere şi prin radiaţie şi convecţie în zona de încălzire;

— particularităţi în modul de constituire a sursei de căldură.

În ceea ce priveşte ultimul aspect, trebuie să se arate că, la aceste agregate, puterea termică a sursei de căldură $p_{s.c}$ este alcătuită din două componente:

$$p_{s.c} = p_{\text{comb}} + p_s, \text{ kW} \qquad (1)$$

În relaţia de mai sus, puterea termică secundară p_s este introdusă prin entalpia aerului cald de combustie, a cărui încălzire are loc în zona de răcire pe seama schimburilor de căldură dintre aer şi produsele evacuate din zona de ardere. Se poate constata că pentru a mări gradul de utilizare a combustibilului $\eta_{u.c}$ definit, într-o primă formă, prin relaţia:

$$\eta_{u.c} = \frac{p_s}{p_{s.c}} = \frac{p_{s.c} - p_{\text{comb.}}}{p_{s.c}} = 1 - \frac{p_{\text{comb.}}}{p_{s.c}} \qquad (2)$$

trebuie valorificată la maximum resursa energetică secundară reprezentată de entalpia produselor evacuate din cuptor.

Din cele prezentate mai sus, se observă importanţa pe care o au stabilirea regimului termogazodinamic al cuptorului şi procesele desfăşurate în zona de răcire, adică în zona de constituire a sursei secundare de căldură de putere p_s. Întrucît acest proces este rezultatul schimbului de căldură, se constată că trebuie acordată o atenţie deosebită caracterului şi parametrilor curgerii fluidelor, componente ale regimului gazodinamic al zonei de răcire, respectiv de încălzire a aerului.

Pentru a se stabili parametrii de natură gazodinamică prin care urmează să se acţioneze, se poate porni de la ideea că zona de răcire a produselor funcţionează ca un schimbător de căldură în contracurent, în care procesele sînt caracterizate de următoarele ecuaţii de bază:

$$p_s = \eta_1 \cdot p \cdot c_{p_1}(\theta_{p.i} - \theta_{p.e}) =$$

$$= \eta_2 \cdot d_a \cdot c_{p_2}(\theta_{a.e} - \theta_{a.i}), \text{ kW} \qquad (3)$$

$$p_s = \alpha_c(\theta_{p.m} - \theta_{p.a}) \cdot A_{s.c}, \text{ kW} \qquad (4)$$

$$p_s = \alpha_c \cdot \Delta\theta_{med} \cdot A_{s.c} \qquad (5)$$

$$\Delta\theta = \frac{\Delta\theta_i - \Delta\theta_e}{1_m \dfrac{\Delta\theta_i}{\Delta\theta_e}} \qquad (6)$$

în care:

p este productivitatea agregatului, kg/s;
d_a — debitul de aer, Nm³/s;
η_1 şi η_2 — randamentele schimburilor de căldură;
c_{p_1} şi c_{p_2} — căldura specifică medie a produselor (a aerului), kJ/kg (Nm³) · grd;
θ_{pi} şi θ_{pe} — temperaturile produselor;
$\theta_{a.e}$ şi $\theta_{a.i}$ — temperaturile aerului;

α_c — coeficientul parțial de transmitere a căldurii prin convecție, kW/m^2 · grd;

$A_{s.c}$ — aria suprafeței de schimb de căldură, m^2;

$\Delta\theta_{med}$ — diferența medie logaritmică dintre temperaturi.

Analizînd aceste relații, se constată că valoarea intensității schimbului de căldură convectiv, apreciată prin α_c, constituie elementul de bază pentru definirea regimului de presiuni din zona de răcire a cuptorului. În continuare, se va insista asupra acestui aspect, deși importanță prezintă și $A_{s.c}$ (aria pe care o oferă sistemul de dispunere și dimensiunile stivelor de produse pe vagonete), a cărei valoare trebuie corelată cu diferențe $\Delta\theta_{med}$.

Prin relația:

$$\alpha_c = 14{,}6\,\frac{W_a^{0,8}}{d_h^{0,25}},\ \text{w/m}^2/\text{grd} \qquad (7)$$

în care:

w_a este viteza de deplasare a aerului, m/s;

d_h — diametrul echivalent (hidraulic) al secțiunii libere de curgere, m.

Se arată rolul deosebit care revine vitezei de circulație a agentului de răcire.

Ținînd seamă de condițiile în care se realizează viteza aerului, se poate scrie că necesarul de presiune, Δ_{pa}, pentru transportul acestui fluid, este următorul:

$$\Delta p_a = \frac{w_a^2}{2}\rho_a + \Delta_{p_{p.r}},\ p_a \qquad (8)$$

unde:

$$\Delta p_a > 0$$

$\Delta p_{p.r}$ sînt pierderile de presiune pe lungimea zonei de răcire, calculabile cu relația:

$$\Delta p_{p.r} = n \cdot k \cdot N_v \frac{w_a^2}{2}\rho_a,\ p_a \qquad (9)$$

în care:

N_v este numărul de vagoneți aflați concomitent în zona de răcire a cuptorului;

n — numărul de rînduri de stive pe lungimea zonei;

k — coeficientul cumulat al rezistențelor de frecare locale.

Procedînd la un caz concret (un cuptor cu stive astfel așezate încît să rezulte un grad de ocupare a secțiunii cuptorului de 50% și o viteză $w_a = 10$ m/s), rezultă că suprapresiunea pe care trebuie să o aibă aerul la intrarea în zona de răcire va fi:

$$\Delta p_a = \frac{10^2}{2} \cdot 1{,}29 + 2 \cdot 0{,}0285 \cdot 36 \times$$

$$\times \frac{10^2}{2} \cdot 1{,}29 \cong 210\ p_a$$

Întrucît în zona de încălzire a agregatelor trebuie să se lucreze cu depresiuni relativ mici (pentru a se limita aspirația de aer fals), este necesar ca punctul de presiune zero să fie deplasat spre începutul zonei de ardere pînă la limita la care suprapresiunea din această ultimă zonă nu determină exfiltrații de gaze. Pentru a se stabili poziția suprafeței de presiune zero, este necesar să se calculeze depresiunea Δp_t, care trebuie asigurată în locul de aspirație dispus la începutul zonei de încălzire a produselor și care se poate determina cu o relație asemănătoare cu relația (8):

$$\Delta p_t = \frac{w_g^2}{2}\rho_g + nkN_v \cdot \frac{w_g^2}{2}\rho_g,\ [\text{p}_a] \qquad (10)$$

$$\Delta p_t < 0$$

Pentru un caz concret analizat de autori, au rezultat valorile:

$$\Delta p_t = \frac{14{,}5^2}{2} \cdot 1{,}3\,(2 \cdot 0{,}0345 \cdot 45 + 1) = 560\ p_a$$

Influențele exercitate de către zona de suprapresiune asupra zonei de depresiune și invers rezultă din faptul că, în orice regim de exploatare a cuptorului și indiferent de poziția suprafeței de presiune zero, diferența:

$$\Delta p_a - (-\Delta p_t) = \Delta p_a + |\Delta p_t| = \text{const.} \qquad (11)$$

Deci trebuie să se asigure condițiile unui regim de curgere a fazei gazoase în secțiunea spațiului de lucru echivalent pe toată lungimea agregatului.

Dr. ing. Cornelia Panaitescu
Institutul Politehnic Bucureşti
şi ing. Mariana Manu
Combinatul Petrochimic Brazi

Valoarea indicelui de materii volatile, parametru de rang al cărbunelui

Pentru clasificarea cărbunilor în clase şi grupe şi în special pentru aprecierea valorii de utilizare energotehnologică a acestora, o importanţă deosebită o prezintă determinarea gradului de carbonificare.

Rangul sau gradul de carbonificare este definit prin stadiul de transformare fizico-chimică la care se află un cărbune la un moment dat pe scara evoluţiei lui în zăcămînt, în timp şi spaţiu. Rangul unui cărbune nu este o mărime direct măsurabilă. Pentru determinarea lui este necesară corelarea cu unul sau mai mulţi parametri fizici sau chimici, care se modifică sensibil şi proporţional cu trecerea materialului cărbunos prin diferitele stadii ale evoluţiei în cursul procesului de carbonificare. Parametrii chimici bine cunoscuţi, de timp îndelungat, de către specialiştii în domeniu — producători şi utilizatori de cărbuni — sînt următorii: umiditatea de îmbibaţie (retenţie), materiile volatile, (carbonul, hidrogenul, redate în procente la masa combustibilă) şi puterea calorică Q_s^{mc}. În ultimii 10—15 ani, la majoritatea clasificărilor naţionale ale huilelor din diferite ţări, ca parametru fizic de rang se utilizează capacitatea de reflexie sau reflectanţa medie a vitrinitului. Este ştiut faptul că reflectanţa vitrinitului, component majoritar al cărbunilor humici, este parametrul determinant de rang pentru cărbunii bruni evoluaţi şi huile, deoarece proprietăţile vitrinitului variază proporţional cu creşterea rangului [1], [2].

Prin această lucrare s-a considerat necesar să se sublinieze şi să se documenteze necesitatea utilizării acestui parametru de rang, cu valoare ştiinţifică şi practică (R_0V_t cel mai puţin susceptibilă la erori) şi să se arate limitele de valabilitate ale vechiului parametru de rang — $\%V^{mc}$ al cărbunelui. Scopul urmărit a fost evitarea erorilor în interpretarea valorilor indicelui de materii volatile, pentru utilizarea diferitelor tipuri de huile la realizarea amestecului optim de şarjă pentru cocsificare. De asemenea, s-a avut în vedere uşurarea problemelor multiple cu care se confruntă tehnologii cocseriilor, în condiţiile mai dificile de aprovizionare cu cărbune.

Erorile principale care pot apărea în determinările de rang după $\%V^{mc}$ al cărbunilor se datoresc faptului că stabilirea acestui indice nu se bazează pe parametrii cauzali ai diferitelor comportări la pirogenare, ci pe parametrii derivaţi ca urmare a tratamentelor termice distructive specifice determinării. Astfel, una din erori se datorează compoziţiei petrografice variabile a cărbunelui de şarjă. Cele trei grupe macerale care formează substanţa organică a huilelor, vitrinitul, exinitul şi inertinitul, au procente de materii volatile diferite la acelaşi rang, exprimat prin reflectanţa medie a vitrinitului (fig. 1). Aceasta se explică prin particularităţile constitutive de origine şi formare a grupelor macerale, care cuprind, în proporţii diferite, cele trei complexe chimice de bază: ceruri — răşini, oxihumin şi dehidrohumin [2], [3]. Pe măsura creşterii rangului, aceste diferenţe se micşorează, ajungînd ca, în huilele cu reflectanţa medie a vitrinitului de 1,55—1,6%, volatilele exinitului să coincidă cu cele ale vitrinitului; în stadiul antraci

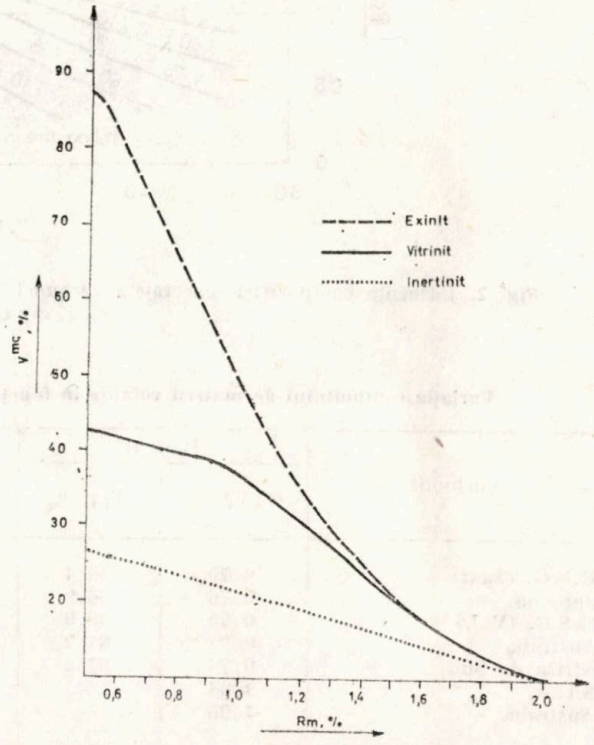


Fig. 1. Variaţia materiilor volatile ale grupelor macerale în funcţie de rang

tic, carbonificarea este atît de înaintată încît caracteristicile chimice ale tuturor componenților sînt practic egale.

La rangul la care huilele se utilizează curent în șarjele de cocsificare, respectiv pentru aproximativ 1% $R_m V_t$, procentul de materii volatile ale celor trei grupe macerale este foarte diferit. Pentru lărgirea bazei de materii prime, la majoritatea cocseriilor se utilizează, în proporții ridicate, chiar huile de rang mai redus, deci, cu atît mai mult, la aceste huile compoziția petrografică va influența sensibil procentul de materii volatile.

Dintre numeroasele probe la care s-a constatat discordanță între procentul de materii volatile ale cărbunelui și reflectanța vitrinitului [2]—[4] sînt redate cîteva în tabelul 1. Se observă valorile pentru $\%V^{mc}$ și $R_m V_t$ la cărbuni, cu participarea în proporții diferite a grupelor macerale. De asemenea, se poate observa că, în cadrul relației dintre rangul unor cărbuni din cele două emisfere, exprimat prin $\%V^{mc}$ și $\%R_0 V_t$, apar neconcordanțe (tab. 2) [4]: procentele mai scăzute de volatile din huilele australiene, față de rangul corespunzător ($\%R_0 V_t$), se datoresc conținutului mai ridicat de inertinit decît în cărbunii S.U.A. și Japonia. În figura 2, care redă influența compoziției macerale asupra relației $R-MV$, se

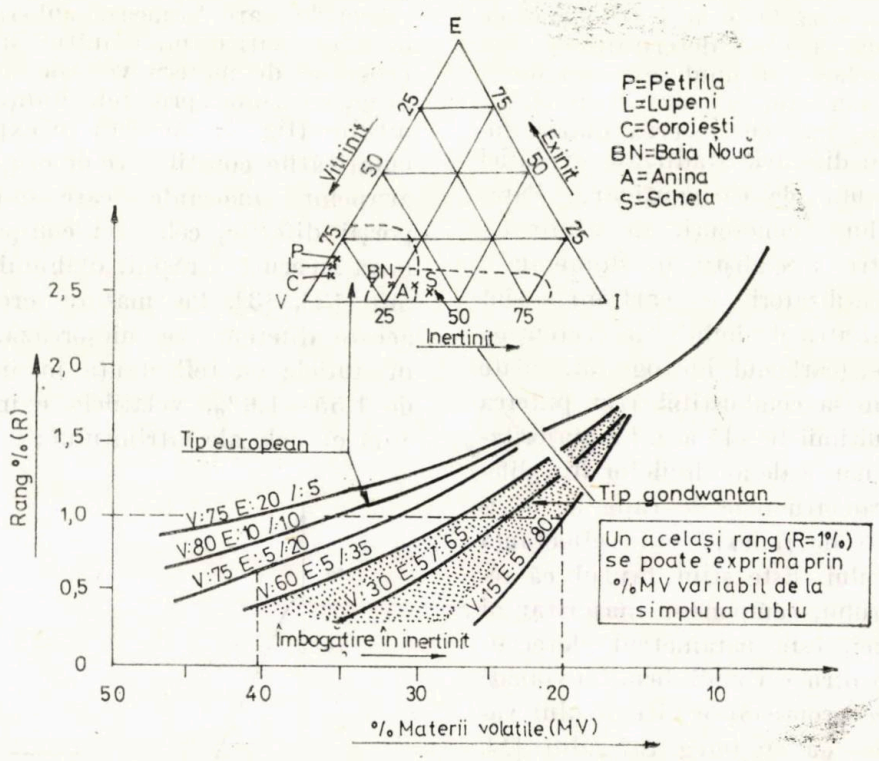


Fig. 2. Influența compoziției macerale a cărbunelui asupra relației: reflectantă — materii volatile; V = vinitrit; E = exinit; I = inertinit

Tabelul 1

Variația conținutului de materii volatile în funcție de compoziția petrografică la cărbunii de același rang [1]

Cărbunii	Rangul		$V^{mc}_{cărb}$, %	Compoziția petrografică, % vol.			
	$R_m V_t$, %	V_{Vt}, %		vitrinit	liptinit (exinit)	inertinit	minerale
R.F.G. (Saar)	0,79	36,4	39,6	74	11	12	3
Japonia	0,76	36,9	45,0	81	15	1	3
R.S.R. (V.J.) [2]	0,75	39,9	42,2	80	13	1	6
Australia	0,74	37,2	33,4	48	6	44	2
Africa de Sud	0,74	37,2	31,7	47	7	44	2
S.U.A.	1,04	—	31,0	85	4	11	6,8
Australia	1,06	—	26,4	76	2	22	4

[1] Conform datelor raportate de I.C.C.P. la cea de-a 38-a Sesiune — Dubrovnic, Iugoslavia, 1985.
[2] Lupeni special spălat

Tabelul 2

Relaţia dintre rangul cărbunilor exprimat prin % V^{mc} şi % R_oV_t în unele huile din Australia şi S.U.A. + Japonia*

V^{mc}, %	R_oV_t, %	
	cărbuni Australia	cărbuni S.U.A. + Japonia
42–44	—	0,6
41,0	0,6	0,8
36,5	0,8	1,0
32,5	1,0	1,15
28,0	1,2	1,33
24,0	1,4	1,51
19,0	1,6	1,68

*) Valori medii aproximative [4]

poate observa că, pentru acelaşi rang, corespunzător la 1% R_mV_t, creşterea procentului de inertinit şi respectiv scăderea celor de vitrinit şi exinit fac să se reducă procentul de materii volatile chiar la jumătate.

Uzinele cocsochimice sînt interesate în această corelaţie, deoarece prelucrează şi huile cu procente ridicate de inertinit. După cum se vede în figura 2, domeniul în care se încadrează aceste huile este cel al huilelor de tip Gondwana; huilele de Valea Jiului fac parte din domeniul cărbunilor cu foarte puţin inertinit, tip Europa, iar cele de Anina se situează la intersecţia celor două domenii. Dacă la huilele de tip european, cu procente ridicate de vitrinit şi sub 10% exinit, indicele de materii volatile poate constitui un parametru de rang destul de bun, în schimb, pentru huilele de tip gondwanian sau cele din emisfera nordică, bogate în substanţă liptinică şi bituminoasă, procentul de materii volatile nu mai poate fi considerat drept criteriu unic de rang.

O altă cauză de erori o reprezintă sterilul din cărbune. Prin eliminarea apei din argilă, a SO_2 din sulfuri şi a CO_2 din carbonaţi, are loc o creştere a procentului de volatile peste valoarea reală, proporţional cu procentul şi natura sterilului [5], [6].

Erori în cadrul comparabilităţii valorii de materii volatile pentru diferiţi cărbuni mai pot proveni şi din metodele de determinare. Standardul românesc prevede determinarea materiilor volatile la temperatura de 850°C, iar alte norme indică temperatura de 900–950°C [7].

Un alt aspect foarte important, referitor la utilizarea procentului de materii volatile drept indicator al gradului de carbonificare şi care trebuie considerat cu atenţia cuvenită, îl reprezintă stabilirea rangului la huile, la care caracteristicile de utilizare tehnologică nu corespund celor care ar fi de aşteptat conform indicelui: $\%V^{mc}_{cărbune}$. Este cazul acelor cărbuni care reprezintă de fapt amestecuri de huile de rang diferit (de la huile flambate pînă la huile antracitoase) şi chiar cu adaos de cărbuni bruni superiori (huiloşi). La aceşti cărbuni, procentul

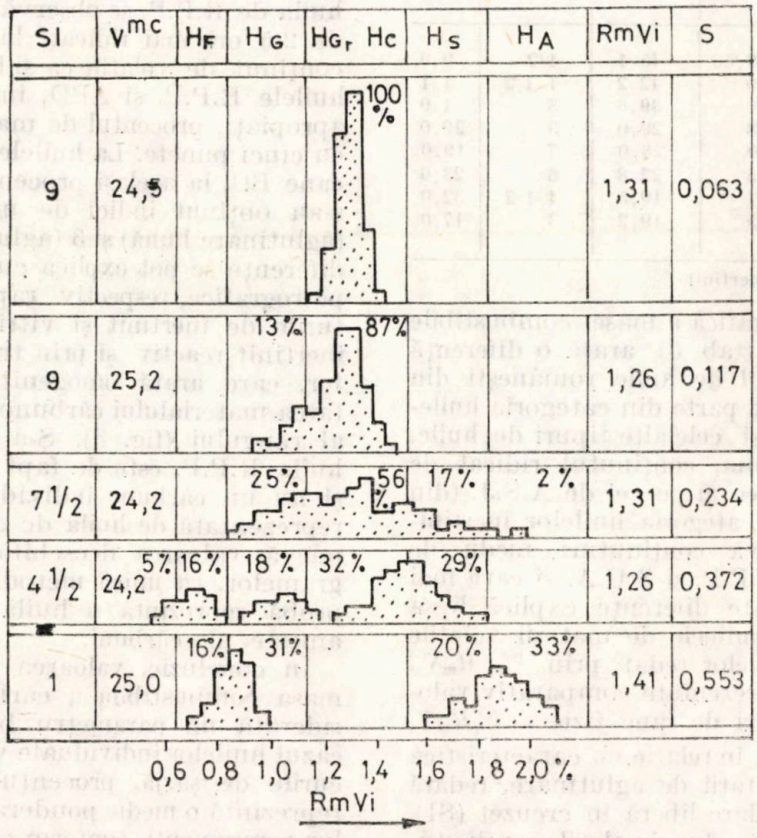


Fig. 3. Relaţia dintre caracteristicile de aglutinare (Si) ale unor cărbuni de şarjă şi parametrii de rang V^{mc} şi R_mV_t, explicată cu ajutorul reflectogramelor

de materii volatile poate indica rangul unor huile de cocs, fără ca proprietățile de aglutinare să corespundă sau să fie aproximativ aceleași (fig. 3).

Pentru verificarea acestor aspecte, s-au analizat din punct de vedere al compoziției petrografice, al caracteristicilor chimico-tehnice și de rang, reprezentat prin cei doi parametri $\%\, V^{mc}_{cărbune}$ și $\%\, R_m V_t$, opt probe din huilele folosite la șarjele de cocsificare (tab. 3 și 4).

Tabelul 3

Compoziția petrografică a masei combustibile a huilelor, % vol.

Grupele macerale / Huilele	Vitrinit	Exinit	Inertinit
PLDL	86,8	12,0	1,2
Coroești	90,1	8,3	1,6
LUB	86,9	12,0	1,1
Anina	65,1	4,5	30,4
R.P.P.	75,4	4,8	19,8
APD	76,1	0,5	23,4
A.S.J.	66,8	0,4	32,8
S.U.A.	79,7	3,0	17,3

Tabelul 4

Caracteristicile de rang și compoziția petrografică în relație cu comportarea tehnologică (aglutinare)

Caracteristicile / Huilele	$R_m V_t$, %	V^{mc}, %	SI	I*, %
PLDL	0,55—0,60	45,1	1/2	0,9
Coroești	0,60	42,2	1 1/2	1,1
LUB	0,70	39,6	3	1,0
Anina	0,98	29,0	3	29,0
R.P.P.	1,10	28,0	7	19,0
APD	1,15	22,8	6	23,0
A.S.J.	1,17	19,5	4 1/2	32,0
S.U.A.	1,35	19,2	3	17,0

*) Procentul total de inertinit

Compoziția petrografică a masei combustibile a huilelor cercetate (tab. 3) arată o diferență sensibilă între grupul de huile românești din Valea Jiului, care fac parte din categoria huilelor vitrinitice [2], și celelalte tipuri de huile. La cărbunii de Anina, conținutul ridicat de inertinit îi situează, ca și pe cei de A.S.J. (din emisfera sudică), în categoria huilelor inertinitice. Se mai observă conținuturi medii de inertinit la huilele R.P.P. și S.U.A. și ceva mai mare la APD. Aceste diferențe explică lipsa de corelație dintre indicele de materii volatile și rangul real al huilelor redat prin $\%\, R_m V_t$.

În tabelul 4 sînt prezentate comparativ valorile celor doi parametri de rang fizic — $\%\, R_m V_t$ și chimic — $\%\, V^{mc}_{cărbune}$, în relație cu caracteristica tehnologică a capacității de aglutinare, redată prin indicele de umflare liberă în creuzet (SI). De asemenea, s-au introdus și valorile conținutului de inertinit al huilelor, pentru ușurarea interpretării. Se observă că procentele de V^{mc} scad pe măsura creșterii rangului redat prin $R_m V_t$. Pentru huilele românești de Valea Jiului: PLDL, Coroești și LUB, se menține proporționalitatea, ele fiind huile vitrinitice cu aproximativ aceeași compoziție petrografică. La huilele de Anina și Australia SJ, la o variație cu 0,2% în $R_m V_t$, diferența de materii volatile este de 10%. La aceeași diferență, de cca 0,2% reflectanță între huilele A.S.J. și S.U.A., nu apare diferență în procentul de materii volatile. La huilele de Australia PD și SJ, cu aproximativ aceeași reflectanță, apare o diferență de trei puncte la procentul de volatile.

Aceste diferențe se explică prin conținuturile de inertinit corespunzătoare, prin natura și capacitatea de reacție a acestuia. Deoarece, în afara procentului total de inertinit, pentru aprecierea comportării la cocsificare interesează și tipul de inertinit, care poate fi mai mult sau mai puțin reactiv, grupa inertinitică se subîmparte după maceralii: semifuzinit, fuzinit și sclerotinit, macrinit și micrinit.

În scopul verificării practice a valabilității aprecierii rangului după criteriul de materii volatile, prin comportarea tehnologică a huilelor în funcție de acestea, s-a determinat capacitatea de aglutinare prin indicele de umflare (tab. 4). După cum se vede, se obțin aceiași indici de umflare la LUB și Anina, deși procentul de materii volatile variază cu zece puncte. La huila de R.P.P. se observă un indice de umflare de 2,5 ori mai ridicat, la aproximativ același conținut de volatile ca și la huila de Anina. La huilele R.P.P. și APD, indicii de umflare sînt apropiați, procentul de materii volatile diferind cu cinci puncte. La huilele australiene și americane BC, la același procent de materii volatile, s-au obținut indici de umflare diferiți: $4^1/_2$ (aglutinare bună) și 3 (aglutinare medie). Aceste diferențe se pot explica cu ajutorul compoziției petrografice, respectiv raportul dintre conținuturile de inertinit și vitrinit și cota-parte de inertinit reactiv și prin trasarea reflectogramelor, care arată omogenitatea sau eterogenitatea materialului cărbunos din punct de vedere al rangului (fig. 3). S-a constatat, astfel, că huila R.P.P. este de fapt un amestec de șarjă și nu un cărbune individual, iar o parte este reprezentată de huila de gaz. Aceste observații relevă valoarea deosebită a trasării reflectogramelor, ca unică metodă de a stabili dacă o probă reprezintă o huilă individuală sau un amestec de cărbuni.

În concluzie, valoarea materiilor volatile la masa combustibilă a cărbunelui poate fi considerată un parametru bun de rang doar în cazul huilelor individuale vitrinitice. La amestecurile de șarjă, procentul de materii volatile reprezintă o medie ponderată a valorilor diferiților componenți, conform cotei lor de participare

în şarjă. La cărbunii cu mult inertinit, valoarea materiilor volatile este variabilă în funcţie de conţinutul şi natura constituenţilor inertinitici.

Pentru huilele utilizate în şarjele de cocsificare ale uzinelor cocsochimice din România, care cuprind cărbuni de rang şi compoziţie petrografică diferită, modul cel mai corect de apreciere a comportării lor la cocsificare este acela de a corela valorile obţinute pentru materiile volatile, determinate conform STAS, cu rezultatele determinărilor petrografice de reflectanţă şi compoziţie macerală.

Avantajele aplicării practice imediate ale rezultatelor acestor cercetări sînt următoarele :

— uşurarea posibilităţii de alcătuire corespunzătoare a şarjelor complexe de cocsificare, în condiţiile utilizării unui număr mare de cărbuni cu caracteristici diferite şi a variaţiei în aprovizionarea cu cărbuni ;

— îmbunătăţirea calităţii cocsului produs din diferite amestecuri de şarjă, avînd în vedere relaţia dintre rangul şi compoziţia petrografică a cărbunilor şi structura cocsului ;

— trasarea reflectogramelor, care arată, la cărbunii necunoscuţi dacă $\%V^{mc}$ este expresia rangului şi eventual a compoziţiei petrografice a unei huile individuale sau reprezintă media ponderată a unui amestec de cărbuni.

În acest caz, cărbunii respectivi nu pot fi introduşi în şarjă în proporţia calculată cu ajutorul indicelui $\%V^{mc}_{\text{cărbune}}$, care nu reflectă nici rangul, nici comportarea tehnologică (în faza plastică) ;

— preţurile la amestecurile de cărbuni sînt inferioare celor pentru huilele bine cocsificabile individual.

BIBLIOGRAFIE

[1] Srach, E., Mackowsky, M. Th., Teichmüller M., Taylor, G. H. Stach's Textbook of Coal Petrology. Berlin, Stuttgart, Ed. Gebrüder Borntraeger, 1975.

[2] Panaitescu, Cornelia. *Stabilirea modificărilor de structură fizico-chimică ale componenţilor petrografici din cărbunii naturali în procesele de carbonizare şi carbonificare*, Teză de doctorat, Institutul Politehnic Bucureşti, 1980.

[3] B. C. R. A. *The relation between the petrographic analysis and the volatile matter and dilatometer indices of a range of coking coals and their blends.* — Coke Research Report nr. 73 Sheffield, 1972.

[4] Ng. N., Proudfoot, B. *The wiews of Australian export coal Industry of proposed classification system of the ECE* Sesiunea I.C.C.P., Dubrovnic, sept. 1974

[5] Alpern, B. Nehuys, J. Martinez, L. *Mineral matter in ashy and non-washable coals — Its influence on chemical properties* — In. Comun. Serv. Geol. Portugal, Portugalia, 70, fasc. 2, 1987 p. 299—317.

[6] Panaitescu, Cornelia, Penu, A., Bit oianu, C. *Variaţia cu adîncimea a gradului de carbonificare în unele probe de foraj din zăcămîntul de cărbune Lupac.* In : Mine, Petrol, Gaze, R.S.R., 1987, 38, 12, p. 566.

[7] CODETEC CHERCHAR. Cahiers de l'utilisation du charbon. Propriétés des charbons et combustion en chaudière. Ed. Technip, Paris, 1983, p. 13.

REVISTA REVISTELOR

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 10, 1988

Noul sistem de control distribuit computerizat la furnalul D de la uzina Burns Harbor, societatea Bethlehem Steel Corp., p. 15 — Cel mai mare proiect de reconstrucţie şi de modernizare al furnalului nr. 4 al societăţii canadiene Dofasco, p. 18 — Proiectul şi performanţele noilor guri de vînt de la furnalele uzinei Mizushima a societăţii japoneze Kawasaki Steel Corp., p. 26 — Alegerea şi proiectarea sistemelor de caupere ale furnalului de la societatea olandeză Hoogovens, p. 29 — Îmbunătăţirea căptuşelii refractare la jgheabul principal de fontă şi la jgheaburile de distribuţie din hala de turnare a furnalului nr. 7 al societăţii Inland Steel, p. 35— Obţinerea unor consumuri reduse de combustibil şi a unei productivităţi mari la furnalele de la societatea finlandeză Rautaruukki, p. 38 — Proiectul, construcţia şi punerea în funcţiune a furnalului nr. 5 al societăţii vestgermane Dillingen, p. 42 — Proiectul halei de turnare a furnalului nr. 4 reconstruit de la societatea canadiană Dofasco, p. 47.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 11, 1988

Procedee alternative de producere a aluminiului, p. 401 — Aspecte privind dezvoltarea în continuare a materialelor pe bază de aluminiu, p. 407 — Comportarea la precipitare a fierului şi siliciului în aluminiul tehnic pur şi efectele asupra proprietăţilor materialelor, p. 414 — Influenţa tratamentului la temperatură înaltă asupra structurii aliajelor de Al-Cu-Mg, p. 418 — Şlamul roşu. reziduu sau produs auxiliar reutilizabil, p. 424 — Încercări tehnice de model privind procesele de curgere la producţia de cristale conform procedeului SSD, p. 429 — Formarea de aglomerări cu componente de bază prin exemplul analizei inelului prafului de molibden, p. 433.

Giesserei, R.F.G., nr. 23, 1988

Influenţa procedeului de formare şi turnare şi a comenzii de proces asupra preciziilor posibile ale pieselor turnate pentru solicitări înalte, p. 675 — Cel de-al 55-lea Congres internaţional asupra turnătoriei, 1988, Moscova, p. 683 — Referate de specialitate, prezentate la cel de-al 55-lea Congres internaţional asupra turnătoriei, Moscova, 1988, p. 690 — Interlitmash 88 — cea de-a 2-a expoziţie internaţională asupra utilajelor şi materialelor de turnătorie, Moscova, p. 694 — Sinteză bibliografică anuală asupra procedeelor de analiză chimică (urmare 25), p. 703.

Aspecte privind funcționarea cuptoarelor electrice cu arc dotate cu panouri răcite cu apă

Ing. I. Butnariu, ing. E. Berceanu
și ing. V. Geantă
Institutul Politehnic București
ing. V. Radu
I.M.A.S. București

CZ: 621.745

Introducere

Creșterea continuă a capacității cuptoarelor electrice cu arc a fost posibilă prin utilizarea transformatoarelor UHP cu puteri specifice ridicate. Puterea de topire a unor astfel de agregate de elaborare crește foarte mult datorită modificării caracteristicilor arcului electric. Deoarece arcul electric transmite căldura în cea mai mare parte prin radiație, aceasta contribuie la topirea fierului vechi și la încălzirea băii metalice atunci cînd arcul electric lucrează acoperit dar, totodată, contribuie și la uzura și distrugerea căptușelii refractare (mai ales atunci cînd arcul lucrează descoperit).

Spre sfîrșitul perioadei de topire, cînd posibilitățile de funcționare cu arc acoperit se reduc, materialul refractar este radiat intens. Scăderea puterii transformatorului în această perioadă, ca și în cea de afinare, se justifică prin protejarea materialului refractar și prin lucrul cu intensități ridicate ale curentului electric (arc scurt).

Valorile consumului specific de energie electrică pot fi modulate în funcție de valorile indicelui de eroziune Schwabe R_E calculate pentru fiecare fază cu relația:

$$R_E = \frac{P_{arc} \times U_{arc}}{d^2} = \frac{U^2_{arc} \times I}{d^2} \text{ [1], [2]} \qquad (1)$$

în care:

P_{arc} este puterea arcului;
U_{arc} — tensiunea arcului;
I — intensitatea curentului electric;
d — distanța de la electrod la căptușeala refractară.

Pierderile termice în timpul perioadei de afinare sînt dictate de puterea de radiație a arcului electric (fig. 1) [3].

Una din modalitățile care permite o utilizare mai eficientă a puterii electrice a transformatoarelor (arcuri lungi și puternic radiante) este montarea în căptușeala refractară a cuptoarelor electrice cu arc a panourilor răcite cu apă.

Sînt utilizate următoarele variante de amplasare a panourilor răcite cu apă:

— înlocuirea parțială a căptușelii refractare în așa-numitele *puncte calde*, situate în fața electrozilor [4], [5];

— înlocuirea căptușelii refractare situate deasupra nivelului zgurei de la 50% pînă la 100% din suprafața totală a acesteia (fig. 2) [4], [6].

Din punct de vedere constructiv, panourile răcite cu apă prezintă următoarele variante de execuție:

— panouri masive din fontă (PERMABLOC) sau din oțel (EMPCO);

— panouri din tablă de oțel sudată (DAIDO, FUCHS);

— serpentine tubulare din oțel (DEMAG) [3].

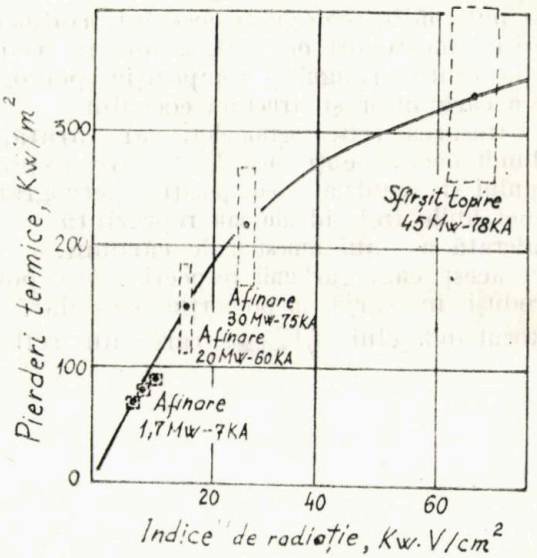


Fig. 1. Evoluția pierderilor termice în funcție de indicele de radiație al arcului

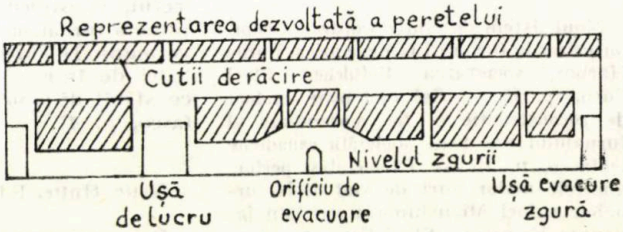


Fig. 2. Reprezentarea schematică a dispunerii panourilor pe un cuptor electric cu arc

Sistemul de răcire reprezentat prin panourile masive din fontă sau din oțel, datorită costului mai ridicat, inerției termice mai mari care provoacă o uzură mai rapidă în condiții de radiație puternică a arcului, tipică cuptoarelor UHP, este mai puțin utilizat. Dintre celelalte două variante constructive, sistemul serpentină tubu-

lară prezintă o eficacitate termică mai ridicată, deci o mai bună omogenitate a răcirii feței calde prin posibilitatea realizării unor viteze mai mari de circulație a apei de răcire.

Eficacitatea unui sistem de răcire supus unui flux de căldură constant pe o singură față poate fi apreciată prin curba pierderilor termice, în funcție de debitul apei de răcire (fig. 3) [3].

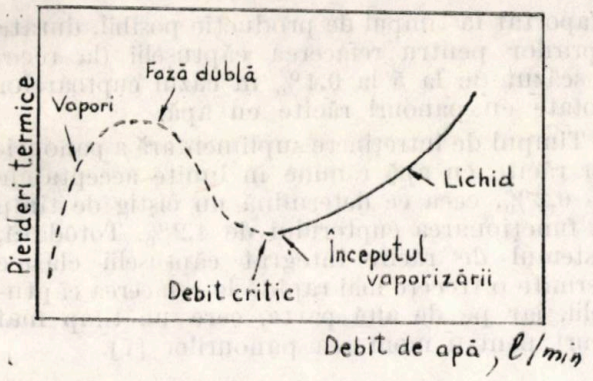


Fig. 3. Evoluția pierderilor termice în funcție de debitul de apă într-un panou încălzit

Se observă faptul că, o dată cu micșorarea debitului apei de răcire, pierderile termice scad progresiv pînă la un anumit punct critic, după care acestea cresc brusc, datorită apariției fazei de vapori care formează un film pelicular. Utilizarea unui debit de apă inferior celui critic duce la o creștere a pierderilor termice prin obturarea parțială a canalului interior de către vaporii de apă, fapt care antrenează o creștere a temperaturii peretelui supus fluxului unidirecțional de căldură, putînd duce la deteriorarea sa.

Micșorarea pierderilor termice, precum și creșterea durabilității în exploatare a panourilor răcite cu apă sînt obținute prin utilizarea unei căptușeli de protecție, reprezentate prin :

— material refractar utilizat în fața panourilor răcite cu apă, care este bun conducător termic, ceea ce face posibilă o grosime mai mare a acestuia ;

— material refractar cu conductibilitate mai redusă, care impune pe fața caldă a panourilor o grosime mai mică : 20—40 mm.

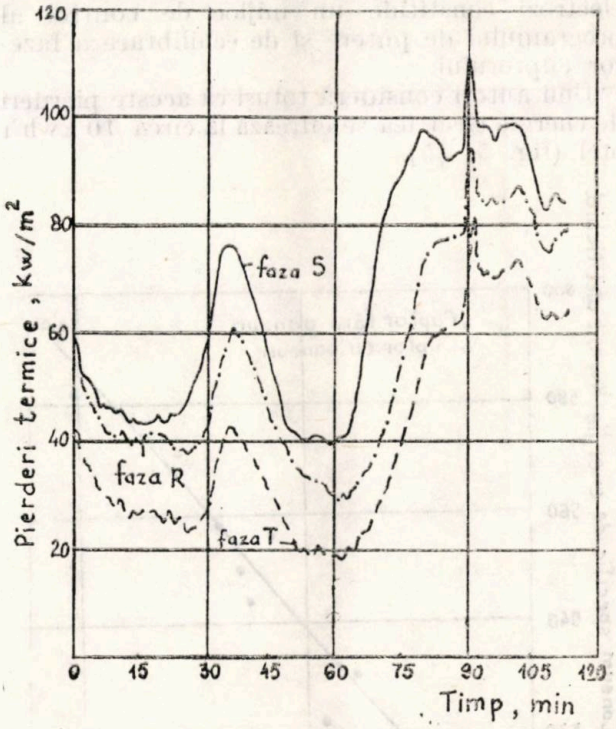
Această protecție se realizează cu un sistem de reținere a masei refractare. Pe fața activă a panourilor sînt aplicate nervuri sudate, grile în relief, elemente tubulare despicate în lungime de 30—40 mm sau cărămizi refractare inserate la anumite distanțe în cazul panourilor turnate. În cursul elaborării, datorită împroșcărilor, se depune pe fața interioară a panourilor o crustă de zgură și metal (fenomenul de „autocăptușire", „autoacoperire"), elementele respective permițînd o mai bună aderență a masei refractare depuse inițial și apoi a celei împroșcate. Efectul protector al acestei cruste duce la o durată mai mare de funcționare a panoului, la o mai bună izolație între interiorul și exteriorul agregatului de elaborare, în scopul protejării mantalei metalice și reducerii pierderilor termice în paralel cu diminuarea consumului de apă de răcire.

Utilizarea panourilor răcite cu apă în funcționarea cuptoarelor electrice cu arc implică atît aspecte tehnologice cît și economice.

Conducerea automatizată a programului electric al cuptorului prin utilizarea panourilor răcite cu apă ca fluxmetre (captatori de fluxuri termice)

Panourile răcite cu apă fixate în pereții cuptoarelor electrice cu arc pot furniza informații asupra momentelor de modificare a regimului de lucru, respectiv a puterii electrice dezvoltate în arc, permițînd vizualizarea intensității de radiație a arcului asupra căptușelii refractare și, prin aceasta, o conducere optimă a programului de putere în funcție de avansarea topirii, precum și controlul echilibrării fazelor electrice ale cuptorului în timpul topirii și afinării.

Evoluția pierderilor termice evidențiate prin parametrii apei de răcire înregistrate pe panouri din tablă de oțel sudată, plasate în fața electrozilor pe un cuptor electric de 6t-2,75 m diametru-3MVA, este prezentată în figura 4 [2].



Fg. 4. Evoluția pierderilor termice cu apa de răcire, în funcție de timp, pentru panourile situate în fața electrozilor

Curba evoluției pierderilor termice în funcție de timp, reflectată prin creșterea temperaturii apei de răcire la ieșire pe fiecare panou în parte, corespunde sfîrșitului topirii și permite determinarea momentului optim al schimbării treptelor de tensiune. În procesul de topire a fierului vechi, se disting două perioade :

— prima perioadă în care pierderile termice sînt reduse și nu depind de intensitatea de radiație a arcului electric, acesta lucrînd în cea mai mare parte acoperit;

— a doua perioadă în care, după tasarea fierului vechi și topirea avansată a acestuia, pierderile termice cresc.

Pierderile termice mai ridicate, observate pe faza a II-a (faza S), indică o solicitare mai intensă a acesteia, consecința practică impusă de acest lucru fiind diferențierea tipului de panou utilizat pentru cele trei „puncte calde" situate în fața electrozilor de restul panourilor montate în pereții cuptorului.

Aspecte energetice privind funcționarea cuptorului electric cu arc dotat cu panouri răcite cu apă

Conducerea electrică a cuptorului presupune mărirea în principal a consumului de energie electrică și a fenomenului de topire în treflă.

Pentru un cuptor echipat cu panouri răcite cu apă, energia electrică nerecuperată pe șarjă determină o uzură suplimentară a materialului refractar și pierderi termice în circuitul apei de răcire.

Măsurarea directă și urmărirea pierderilor termice pe panouri situate în fața celor trei electrozi constituie un mijloc de control al programului de putere și de echilibrare a fazelor cuptorului.

Unii autori consideră totuși că aceste pierderi de energie electrică se cifrează la circa 10 kwh/t oțel (fig. 5) [5].

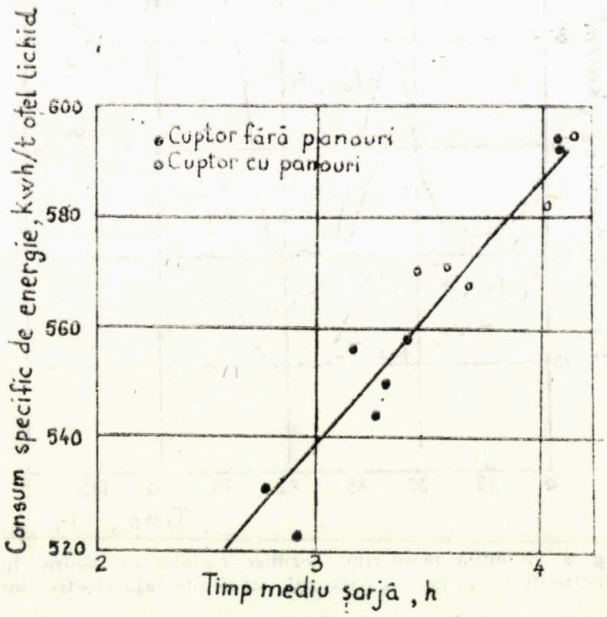


Fig. 5. Consumul specific de energie la cuptoare dotate cu sau fără panouri

În timpul topirii deșeurilor feroase, distribuția izotermelor se face după o treflă, acest lucru însemnînd avansarea topirii în zonele calde din fața electrozilor și întîrzierea acesteia în zonele dintre electrozi, mai ales pentru cuptoarele cu diametrul cuvei mai mare.

Evitarea acestui fenomen nedorit se poate face atît prin dozarea corespunzătoare a încărcăturii cît și prin alegerea unei cuve de diametru scăzut pentru un cuptor de capacitate dată.

Durata de exploatare a cuptorului

Raportat la timpul de producție posibil, durata opririlor pentru refacerea căptușelii (la rece) a scăzut de la 5 la 0,4% în cazul cuptoarelor dotate cu panouri răcite cu apă.

Timpul de întreținere suplimentară a panourilor răcite cu apă rămîne în limite acceptabile de 0,2%, ceea ce determină un cîștig de timp în funcționarea cuptorului de 4,2%. Totodată, sistemul de răcire integrat căptușelii clasice permite o trecere mai rapidă la refacerea căptușelii, iar pe de altă parte, cere un timp mai scurt pentru montarea panourilor [7].

Creșterea volumului util al cuptorului

Utilizarea panourilor răcite cu apă în configurația reală a cuptorului a determinat o creștere importantă a volumului util al cuptorului prin scăderea grosimii peretelui cu aproape 25%. Creșterea diametrului interior al cuptorului este, în acest caz, de 10—15%.

O altă variantă tehnologică de amplasare a panourilor în exteriorul carcasei cuptorului, în vederea creșterii securității în exploatare, contribuie la o creștere a volumului util al cuptorului cu pînă la 30%. Aceasta determină o reducere a numărului de bene cu fier vechi necesar compunerii unei șarje cu implicații pozitive asupra reducerii timpului de topire și creșterii productivității.

Micșorarea consumului de materiale refractare și electrozi

Creșterea fluxurilor termice evacuate prin pereții căptușiți cu panouri răcite cu apă antrenează, din punct de vedere economic, pierderi energetice care sînt compensate prin cîștigul obținut din reducerea consumului de materiale refractare. Aceste cîștiguri apar atît datorită reducerii numărului de refaceri (la cald și la rece) cît și datorită micșorării cantității de materiale refractare utilizate. Reducerea totală a cantității de materiale refractare utilizate merge pînă la valori de maximum 43% [6].

Utilizarea panourilor răcite cu apă a dat posibilitatea funcționării cuptorului cu un factor de putere mai ridicat, cu arcuri electrice lungi. Această funcționare cu arc lung reduce considerabil intensitatea și, deci, consumul de electrozi (reducerea intensității cu 10 kA, însoțită de o economie de electrozi de 1 kg/t oțel) [7], [8].

Creşterea productivităţii cuptoarelor echipate cu panouri răcite cu apă

O creştere sensibilă a productivităţii cuptoarelor electrice cu arc, echipate cu panouri răcite cu apă, a fost obţinută datorită posibilităţilor de stabilire a unui program riguros de deservire a instalaţiilor electrice şi mecanice, program care permite reducerea la minimum a perturbaţiilor neprevăzute. Datorită posibilităţii de a lucra cu puteri sporite ale arcului (arcuri lungi şi cu putere mare de radiaţie), s-a putut reduce durata şarjei, realizîndu-se o creştere a productivităţii cu 7—10%.

Aceasta determină reducerea numărului de opriri pentru refacerea căptuşelii şi reducerea timpului necesar montării panourilor.

Concluzii

Utilizarea panourilor răcite cu apă asigură reducerea duratelor opririlor şi obţinerea unui indice optim de utilizare a cuptorului. Pentru perfecţionarea exploatării acestui sistem de căptuşeală refractară, pe viitor se prevăd :

— mărirea puterii transformatorului în vederea reducerii în continuare a timpului de topire ;

— creşterea supleţii în exploatare a unor astfel de instalaţii prin conceperea unor subansambluri complete, interschimbabile, într-un timp cît mai scurt ;

— utilizarea arzătoarelor oxicombustibil pentru suplimentarea consumului de energie şi reducerea timpului de topire cu 10—15%, mai ales în aşa-numitele „puncte reci" ale cuptorului, situate între electrozi.

Folosirea panourilor răcite cu apă la cuptoarele electrice cu arc impune asigurarea următoarelor condiţii :

— distanţa minimă dintre baza panourilor şi suprafaţa băii metalice trebuie să fie de cel puţin 400 mm ;

— în zona orificiului de evacuare, distanţa baie metalică-panou trebuie să fie mai mare, astfel încît la bascularea cuptorului, oţelul lichid să nu atingă panourile ;

— folosirea unui orificiu de evacuare mai mare, care să permită evacuarea mai rapidă a oţelului ;

— alegerea adecvată a grosimii pereţilor panourilor pentru a împiedica pierderea de apă la producerea eventualelor amorsări ale arcului între electrozi şi panouri ;

— utilizarea aparaturii de măsură şi control al debitului, temperaturii şi presiunii apei de răcire etc.

Utilizarea panourilor răcite cu apă, în cazul cuptoarelor electrice cu arc, a permis atingerea unor performanţe tehnice şi economice cu posibilităţi de îmbunătăţire a acestora, în vederea creşterii productivităţii, reducerii consumurilor de materiale şi energie.

BIBLIOGRAFIE

[1] Vacu, Silvia, Dragomir, I., Oprea, S. Metalurgie generală. Bucureşti, Ed. didactică şi pedagogică, 1975.

[2] Cordier, C., Thébault, J. M. *Utilizarea panourilor răcite la cuptorul electric.* În : C.I.T., Franţa, nr. 7—8,1979.

[3] Gueussier, A., Motte, J. P. *Reflexii practice asupra panourilor răcite cu apă pentru un cuptor electric cu arc UHP.* În : C.I.T., Franţa, nr. 1,1980.

[4] Ameling, D., Assenmacher, R., Elsner, E., Fuchs, G. *Elemente ale pereţilor răciţi cu apă pentru cuptoare cu arc UHP.* În : Stahl und Eisen, R.F.G, nr. 9,1978.

[5] Beirier, M. *Rezultate în exploatarea pereţilor şi bolţilor răcite.* În : C.I.T., Franţa, nr. 5,1981.

[6] Galluzzo, S. *Sistemul de răcire Sideros integrat în căptuşeala refractară a cuptoarelor cu arc.* În : C.I.T., Franţa, nr. 10,1979.

[7] Souchal, G. *Utilizarea pereţilor răciţi cu apă pe un cuptor UHP la Ugine Aciers de la Fos-sur-Mer.* În : C.I.T., Franţa, nr. 7,1981.

[8] Harmsen, L., Zieschang, J., Legrand, T. *Producţia de eboşe pentru tuburi realizate într-un cuptor cu arc de 85 tone.* În : C.I.T., Franţa, nr. 4,1981.

Obținerea straturilor de difuzie prin metalizare cu crom și vanadiu a fierului Armco și calculul coeficienților de difuzie

Prof. dr. ing. N. Petrescu
Institutul Politehnic București
chim. Mirela Brițchi
ICECHIM București

CZ : 66.063.2 : 669.14.018.264

Una din aplicațiile practice ale difuziei în stare solidă o reprezintă obținerea de straturi la suprafața pieselor metalice, printr-un tratament de metalizare cu difuzie. Astfel de straturi superficiale sînt soluții solide sau compuși intermetalici cu proprietăți diferite de cele ale metalului difuzant și ale piesei metalice suport. Alierea începe de la suprafața piesei suport și are loc pe adîncimi reduse (de obicei de ordinul zecilor pînă la al sutelor de microni). Această aliere superficială este supusă în întregime legilor difuziei și produce, în multe cazuri, o succesiune de faze conform diagramei de echilibru, dar nu întotdeauna se regăsesc toate fazele din sistem. Este, astfel, posibilă realizarea, în microvolume de material, a unor straturi de difuzie cu compoziții și grosimi ale zonelor monofazice dependente de condițiile tratamentului.

În lucrare, autorii și-au propus să studieze procesul de difuzie în sistemele Fe—Cr, Fe—V și Fe—Cr—V. Straturile de difuzie au fost obținute prin metoda metalizării cu difuzie, procedeul împachetării în pulberi. Compoziția amestecurilor de pulberi, precum și condițiile de tratament în cazul cromizării, vanadizării și cromovanadizării fierului Armco sînt prezentate în tabelul 1.

Tabelul 1

Compoziția amestecurilor de pulberi și condițiile de tratament

Compoziția amestecului de pulberi, %				Temperatura, °C	Timpul, h
FeCr	FeV	Al_2O_3	NH_4Cl		
78 (98% Cr 0,12% C)	—	20	2	1 100	10
—	78 (79,9% V 0,12% C)	20	2	1 100	10
50,74 (58,7% Cr 6,4% C)	37,26 (79%V 0,12%C)	10	2	1 100	10

Înainte de a prezenta rezultatele privind difuzia în sistemul ternar Fe—Cr—V se vor face referiri la cercetările efectuate asupra difuziei în sistemele binare Fe—Cr și Fe—V, folosind tehnica metalizării superficiale. Straturile de difuzie obținute au fost studiate prin microscopie optică, microscopie electronică și încercări de microduritate (fig. 1—3). Imaginile de microscopie electronică au fost obținute cu ajutorul microsondei electronice de tip JEOL-YXA-5 A, iar amprentele de microduritate s-au obținut cu ajutorul unui microdurimetru Hannemann. Duritatea straturilor depășește de aproximativ două ori duritatea miezului din fierul Armco și descrește continuu către miez, o dată cu micșorarea conținutului de element difuzant. Variația concentrației este pusă în evidență de profilurile intensităților radiațiilor X caracteristice K_α ale Cr și V (fig. 1—3).

Toate aceste analize confirmă faptul că, în urma tratamentelor de cromizare, vanadizare și cromovanadizare a fierului Armco, s-au format straturi de tipul soluție solidă Fe—Cr, Fe—V și Fe—Cr—V.

Examinarea straturilor arată că, deși cromizarea, vanadizarea și cromovanadizarea s-au efectuat în aceleași condiții de temperatură, 1 100°C, și durata de zece ore, stratul cromizat are 150 μ (fiind cel mai subțire), stratul vanadizat are 320 μ, iar stratul cromovanadizat are 400 μ (fiind cel mai gros). Acest lucru dovedește faptul că cele două elemente Cr și V difuzează cu viteze diferite în fierul Armco, iar atunci cînd are loc difuzia lor concomitentă, vitezele de difuzie se modifică.

Înainte de a trece la calculul coeficienților de difuzie ai Cr și V în sistemul ternar Fe—Cr—V, se va prezenta pe scurt determinarea coeficienților de interdifuzie în sistemele binare Fe—Cr și Fe—V.

Coeficienții de interdifuzie în sistemele binare s-au calculat prin metoda Boltzmann-Matano [1], care permite calculul coeficienților de interdifuzie în sistemele binare cu ajutorul formulei (1):

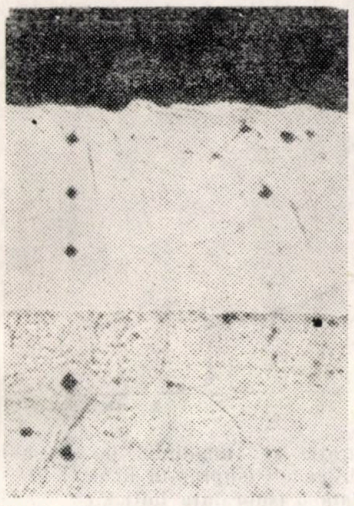
$$\widetilde{D}_{(N_A)} = -\frac{1}{2t}\frac{dx}{dN_A}\int_0^{N_A} x\,dN_A \qquad (1)$$

în care:

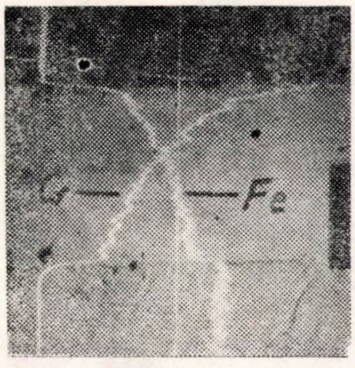
t este timpul de difuzie;

N_A — concentrația elementului difuzant A la o anumită distanță x de la suprafață, și se exprimă în fracții molare;

$\frac{dx}{dN_A}$ — inversul pantei la curba de penetrație N_A în funcție de x;



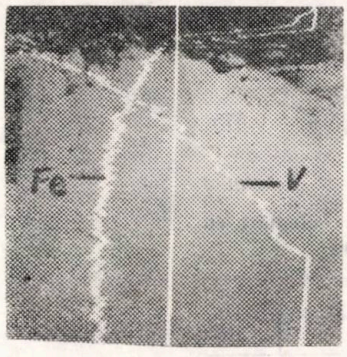
a



b

F g. 1. Sistemul Fe—Cr : *a*—micrografie optică a unui strat cromizat pe fier A r m c o ; mărire : 12,5 × 20 ; b—imagine de compoziţie peste care au fost suprapuse profilurile variaţiei radiaţiilor *X* caracteristice K_α ale cromului şi fierului ; mărire × 300

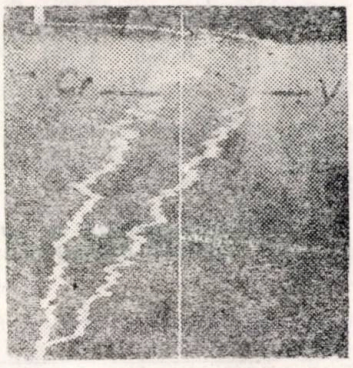
a



b

Fig. 2. Sistemul Fe—V : *a*—micrografie optică a unui strat vanadizat pe fier A r m c o ; mărire : 12,5 × 12,5 ; *b*—imagine de compoziţie împreună cu profilurile radiaţiilor *X* caracteristice K_α ale vanadiului şi fierului ; mărire × 150

a



b

Fig. 3. Sistemul Fe—Cr—V : *a*—micrografie optică a unui strat cromovanadizat pe fier A r m c o ; mărire 12,5 × 12,5 ; *b* — imagine de compoziţie împreună cu profilurile variaţiei radiaţiilor *X* caracteristice K_α ale cromului şi vanadiului ; mărire × 150

$\int_0^{N_A} x dN_A$ — suprafaţa de sub curba de penetraţie de la concentraţia elementului difuzant *O* la N_A.

În scopul aplicării acestei metode este necesară trasarea profilului de penetraţie al unuia dintre elementele difuzante în funcţie de distanţă. Profilurile de penetraţie ale Cr şi V în sistemele Fe—Cr şi Fe—V s-au obţinut din măsurători ale radiaţiilor X caracteristice, în proba de difuzie. În aceleaşi condiţii s-a determinat intensitatea de radiaţii X, caracteristice pe etaloane din elemente pure. Raportul intensităţilor elementului difuzant în probă şi în etalon reprezintă concentraţia relativă a elementului difuzant în punctul în care se efectuează măsurătoarea. Concentraţiile relative au fost prelucrate cu un program de calcul scris în FORTRAN, pentru corecţia de număr atomic, de fluorescenţă şi de absorbţie, fiind transformate în fracţii molare. Curba de penetraţie se obţine prin reprezentarea concentraţiei în fracţii molare a elementului difuzant (cromul şi vanadiul), în funcţie de adîncimea de difuzie (fig. 4 şi 5).

Planul Matano se localizează din măsurarea dimensiunilor probei înainte şi după tratament.

Coeficienţii de difuzie calculaţi prin această metodă sînt trecuţi în tabelele 2 şi 3.

În figurile 6 şi 7 sînt reprezentate în scară semilogaritmică variaţiile coeficienţilor de interdifuzie cu concentraţia fierului, pentru sistemele Fe—Cr şi Fe—V.

Într-un sistem ternar care formează soluţii solide continue, cum este cazul sistemului

Tabelul 2

Coeficienţii de interdifuzie în sistemul Fe — Cr, calculaţi cu ajutorul metodei Boltzmann—Matano

N_{Cr}	N_{Fe}	$\tilde{D} \cdot 10^9$	$\lg \tilde{D} \cdot 10^9$	N_{Cr}	N_{Fe}	$\tilde{D} \cdot 10^9$	$\lg \tilde{D} \cdot 10^9$
0,62	0,38	0,214	$\bar{1}$,330	0,38	0,62	0,869	1,939
0,60	0,40	0,230	$\bar{1}$,362	0,36	0,64	1,030	0,013
0,58	0,42	0,263	$\bar{1}$,420	0,34	0,66	1,080	0,033
0,56	0,44	0,297	$\bar{1}$,473	0,32	0,68	1,080	0,033
0,54	0,46	0,276	$\bar{1}$,441	0,30	0,70	1,160	0,064
0,52	0,48	0,354	$\bar{1}$,549	0,28	0,72	1,400	0,146
0,50	0,50	0,391	$\bar{1}$,592	0,26	0,74	1,450	0,161
0,48	0,52	0,506	$\bar{1}$,704	0,24	0,76	1,570	0,196
0,46	0,54	0,564	$\bar{1}$,751	0,22	0,78	1,580	0,199
0,44	0,56	0,655	$\bar{1}$,816	0,20	0,80	1,580	0,199
0,42	0,58	0,684	$\bar{1}$,835	0,18	0,82	1,750	0,243
0,40	0,60	0,760	$\bar{1}$,881	0,16	0,84	2,220	0,346

N o t ă : Planul Matano este localizat la $X_M = 0{,}575 \cdot 10^{-2}$cm

Tabelul 3

Coeficienţii de interdifuzie în sistemul Fe—V, calculaţi cu ajutorul metodei Boltzmann-Matano

N_V	N_{Fe}	$\tilde{D} \cdot 10^8$	$\lg \tilde{D} \cdot 10^8$	N_V	N_{Fe}	$\tilde{D} \cdot 10^8$	$\lg \tilde{D} \cdot 10^8$
0,300	0,700	0,1950	$\bar{1}$,290	0,140	0,860	0,3237	$\bar{1}$,510
0,280	0,720	0,1987	$\bar{1}$,298	0,120	0,880	0,3772	$\bar{1}$,577
0,260	0,740	0,2010	$\bar{1}$,303	0,100	0,900	0,3999	$\bar{1}$,602
0,240	0,760	0,2019	$\bar{1}$,305	0,080	0,920	0,4118	$\bar{1}$,615
0,220	0,780	0,2215	$\bar{1}$,345	0,060	0,940	0,4275	$\bar{1}$,631
0,200	0,800	0,2587	$\bar{1}$,413	0,040	0,960	0,4342	$\bar{1}$,638
0,180	0,820	0,2727	$\bar{1}$,436	0,030	0,970	0,4458	$\bar{1}$,649
0,160	0,840	0,3016	$\bar{1}$,479	0,020	0,980	0,4664	$\bar{1}$,669

N o t ă : Planul Matano este localizat la $x_M = 0{,}437 \cdot 10^{-2}$ cm

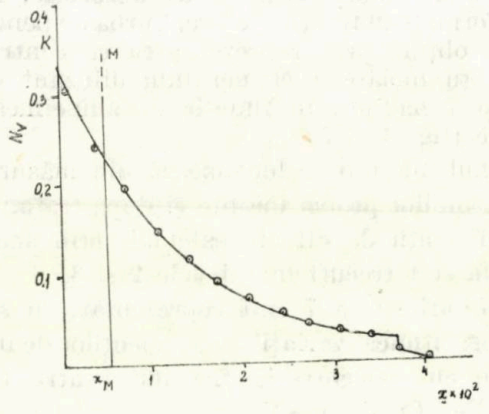


Fig. 4. Profilul de penetraţie al cromului în sistemul Fe—Cr: K — interfaţa Kirkendall (suprafaţa finală); M — interfaţa Matano (suprafaţa iniţială)

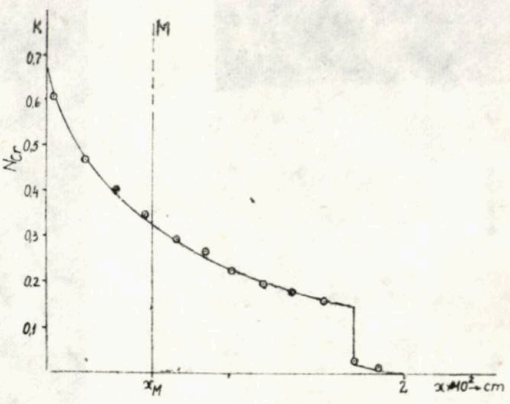


Fig. 5. Profilul de penetraţie al vanadiului în sistemul Fe—V: K — interfaţa Kirkendall (suprafaţa finală); M — interfaţa Matano (suprafaţa iniţială)

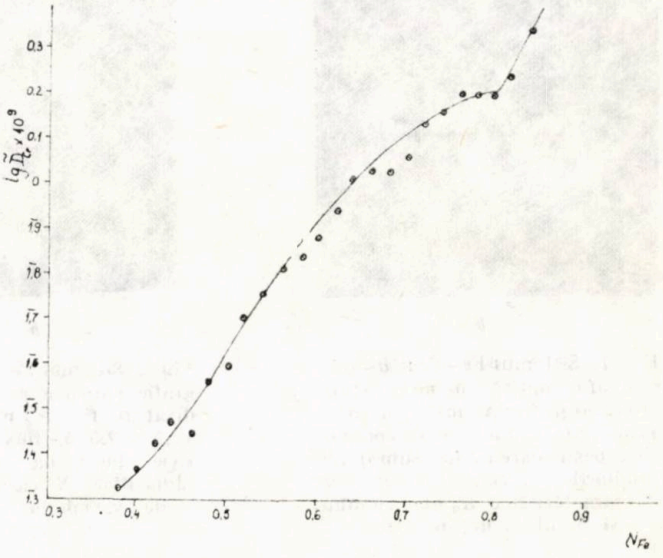


Fig. 6. Variaţia coeficienţilor de interdifuzie cu concentraţia fierului, în scară semilogaritmică, în sistemul Fe—Cr (coeficienţii de interdifuzie calculaţi cu metoda Boltzmann-Matano)

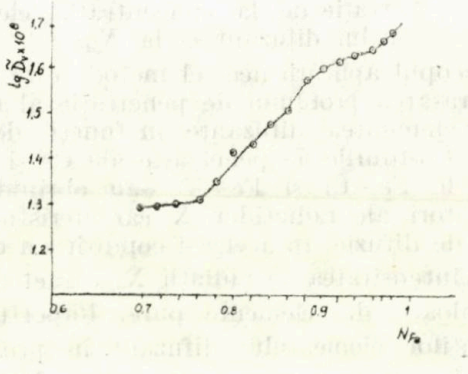


Fig. 7. Variaţia coeficienţilor de interdifuzie cu concentraţia fierului în scară semilogaritmică, în sistemul Fe—V (coeficienţii de interdifuzie calculaţi cu metoda Boltzmann-Matano)

Fe—Cr—V, legea a II-a a lui Fick se scrie sub forma a două ecuații :

$$\frac{\partial C_1}{\partial t} = \tilde{D}^3_{11}\frac{\partial^2 C_1}{\partial x^2} + \tilde{D}^3_{12}\frac{\partial^2 C_2}{\partial x^2}$$
$$\frac{\partial C_2}{\partial t} = \tilde{D}^3_{21}\frac{\partial^2 C_1}{\partial x^2} + \tilde{D}^3_{22}\frac{\partial^2 C_2}{\partial x^2} \qquad (2)$$

În cazul particular Fe—Cr—V, indicii 1, 2 și 3 sînt și V, Cr și Fe, iar sistemul de ecuații (2) se scrie :

$$\frac{\partial C_V}{\partial t} = \tilde{D}^{Fe}_{VV}\frac{\partial^2 C_V}{\partial x^2} + \tilde{D}^{Fe}_{VCr}\frac{\partial^2 C_{Cr}}{\partial x^2}$$
$$\frac{\partial C_{Cr}}{\partial t} = \tilde{D}^{Fe}_{CrV}\frac{\partial^2 C_V}{\partial x^2} + \tilde{D}^{Fe}_{CrCr}\frac{\partial^2 C_{Cr}}{\partial x^2} \qquad (3)$$

În fiecare punct al sistemului, $C_1+C_2+C_3=1$.

Cei patru coeficienți de interdifuzie au următoarea semnificație :

$\tilde{D}^{Fe}_{VV}$ caracterizează fluxul vanadiului atunci cînd se află sub influența gradientului de concentrație a vanadiului ;

$\tilde{D}^{Fe}_{VCr}$ caracterizează fluxul vanadiului atunci cînd se află sub influența gradientului de concentrație a cromului ;

$\tilde{D}^{Fe}_{CrV}$ caracterizează fluxul cromului atunci cînd se află sub influența gradientului de concentrație a vanadiului ;

$\tilde{D}^{Fe}_{CrCr}$ caracterizează fluxul cromului atunci cînd se află sub influența gradientului de concentrație a cromului.

Între coeficienții de interdifuzie într-un sistem ternar există următoarele relații [3] :

$$\tilde{D}^3_{12} = \varphi_{12}\tilde{D}^3_{11} \quad ; \quad \tilde{D}^3_{21} = \varphi_{21}\tilde{D}^3_{22} \qquad (4)$$

în care : φ_{12} și φ_{21} sînt funcții dependente de concentrațiile C_1, C_2 și C_3 și de potențialele chimice μ_1 și μ_2 ale componentelor 1 și 2.

În cazul particular al cercetării difuziei în sistemul ternar Fe—Cr—V, metoda metalizării cu difuzie, procedeul împachetării în pulberi, stratul de difuzie s-a obținut prin difuzia Cr și V din exterior în suportul de fier Armco și concentrațiile inițiale ale Cr și V în fier au fost nule. În aceste condiții particulare, rezolvarea sistemului de ecuații (3), conform teoriei Matano, a dus la următoarele expresii ale coeficienților de interdifuzie :

$$\tilde{D}^{Fe}_{VV} = -\frac{1}{2t}\cdot\frac{\int_0^{N_V} x\,dN_V}{\frac{dN_V}{dx} + \frac{N_V}{1-N_{Cr}}\frac{dN_{Cr}}{dx}} \qquad (5)$$

$$\tilde{D}^{Fe}_{CrCr} = -\frac{1}{2t}\cdot\frac{\int_0^{N_{Cr}} x\,dN_{Cr}}{\frac{dN_{Cr}}{dx} + \frac{N_{Cr}}{1-N_V}\frac{dN_V}{dx}} \qquad (6)$$

unde :

t este timpul de tratament ;

dN_V/dx și dN_{Cr}/dx — tangentele la curbele de penetrație la concentrațiile N_V și N_{Cr} ;

N_V și N_{Cr} — concentrațiile elementelor difuzante, V și Cr, în fracții molare ;

$\int_0^{N_V} x\,dN_V$ și $\int_0^{N_{Cr}} x\,dN_{Cr}$ — suprafețele de sub curbele de penetrație de la $N_V = 0$ la N_V și $N_{Cr} = 0$ la N_{Cr}.

Deoarece în acest caz particular $\varphi_{VCr} = \frac{N_V}{1-N_{Cr}}$ și $\varphi_{CrV} = \frac{N_{Cr}}{1-N_V}$, se vor obține următoarele expresii pentru $\tilde{D}^{Fe}_{VCr}$ și $\tilde{D}^{Fe}_{CrV}$:

$$\tilde{D}^{Fe}_{VCr} = \frac{N_V}{1-N_{Cr}}\tilde{D}^{Fe}_{VV} \qquad (7)$$

$$\tilde{D}^{Fe}_{Cr} = \frac{N_{Cr}}{1-N_V}\tilde{D}^{Fe}_{CrCr} \qquad (8)$$

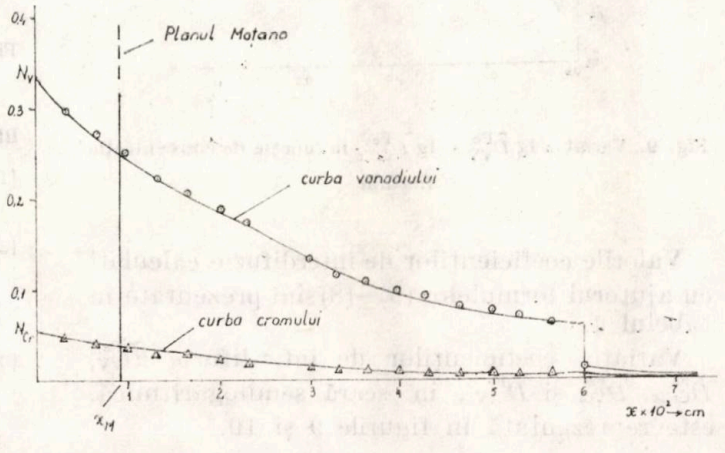


Fig. 8. Profilurile de penetrație ale cromului și vanadiului în sistemul Fe — Cr — V ; K — interfața Kirkendall (suprafața finală) ; M — interfața Matano (suprafața inițială)

Tabelul 4

Valorile coeficienților de interdifuzie în sistemul Fe—C —V

N_V	N_{Cr}	N_{Fe}	$\tilde{D}^{Fe}_{VV} \cdot 10^8$	$\lg \tilde{D}_{VV} \cdot 10^8$	$\tilde{D}^{Fe}_{CrCr} \cdot 10^8$	$\lg \tilde{D}^{Fe}_{CrCr} \cdot 10^8$	$\tilde{D}^{Fe}_{VCr} \cdot 10^8$	$\lg \tilde{D}^{Fe}_{VCr} \cdot 10^8$	$\tilde{D}^{Fe}_{CrV} \cdot 10^8$	$\lg \tilde{D}^{Fe}_{CrV} \cdot 10^8$
0,310	0,053	0,637	0,885	$\bar{1}$,947	0,306	$\bar{1}$,486	0,289	$\bar{1}$,461	0,0233	$\bar{2}$,367
0,300	0,050	0,650	0,975	$\bar{1}$,989	0,336	$\bar{1}$,526	0,308	$\bar{1}$,489	0,0240	$\bar{2}$,380
0,280	0,045	0,675	1,083	0,035	0,407	$\bar{1}$,610	0,317	$\bar{1}$,501	0,0254	$\bar{2}$,405
0,260	0,040	0,700	1,185	0,074	0,485	$\bar{1}$,686	0,321	$\bar{1}$,507	0,0262	$\bar{2}$,418
0,240	0,035	0,725	1,281	0,108	0,563	$\bar{1}$,751	0,314	$\bar{1}$,497	0,0263	$\bar{2}$,420
0,220	0,031	0,749	1,357	0,133	0,609	$\bar{1}$,785	0,308	$\bar{1}$,489	0,0244	$\bar{2}$,387
0,200	0,0275	0,7725	1,361	0,134	0,693	$\bar{1}$,841	0,280	$\bar{1}$,447	0,0238	$\bar{2}$,377
0,180	0,0235	0,7965	1,379	0,140	0,639	$\bar{1}$,806	0,254	$\bar{1}$,405	0,0183	$\bar{2}$,262
0,160	0,020	0,820	1,413	0,150	0,751	$\bar{1}$,876	0,230	$\bar{1}$,362	0,0179	$\bar{2}$,253
0,140	0,017	0,843	1,490	0,173	0,878	$\bar{1}$,943	0,212	$\bar{1}$,326	0,0174	$\bar{2}$,241
0,120	0,014	0,866	1,924	0,284	0,852	$\bar{1}$,930	0,235	$\bar{1}$,371	0,0133	$\bar{2}$,124
0,100	0,010	0,890	2,233	0,349	0,947	$\bar{1}$,976	0,225	$\bar{1}$,352	0,0105	$\bar{2}$,021

Notă: Planul Matano este localizat la $x_M = 0{,}9375.10^{-2}$ cm

Ecuațiile (5) și (6) se rezolvă numai dacă se cunosc profilurile de penetrație ale cromului și vanadiului și localizarea planului Matano. Profilurile de penetrație s-au trasat tot cu ajutorul microsondei electronice (fig. 8).

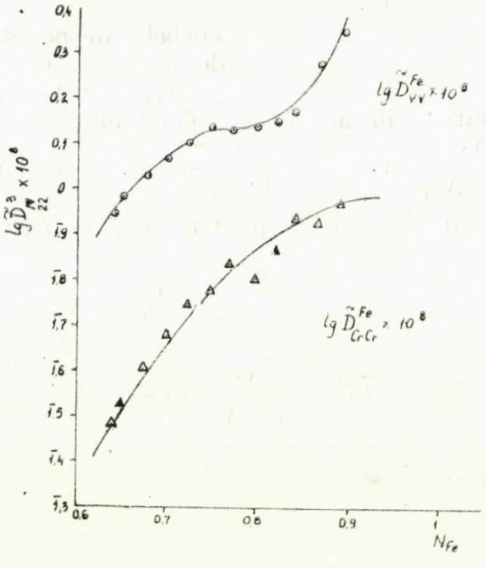


Fig. 9. Variația $\lg \tilde{D}^{Fe}_{VV}$ și $\lg \tilde{D}^{Fe}_{CrCr}$ în funcție de concentrația fierului

Valorile coeficienților de interdifuzie calculați cu ajutorul formulelor (5)—(8) sînt prezentate în tabelul 4.

Variația coeficienților de interdifuzie $\tilde{D}^{Fe}_{VV}$, $\tilde{D}^{Fe}_{CrCr}$, $\tilde{D}^{Fe}_{VCr}$ și $\tilde{D}^{Fe}_{CrV}$, în scară semilogaritmică, este reprezentată în figurile 9 și 10.

Valorile obținute pentru coeficienții de interdifuzie în sistemele Fe—Cr, Fe—V și Fe—Cr—V confirmă diferențele observate între grosimile straturilor de difuzie.

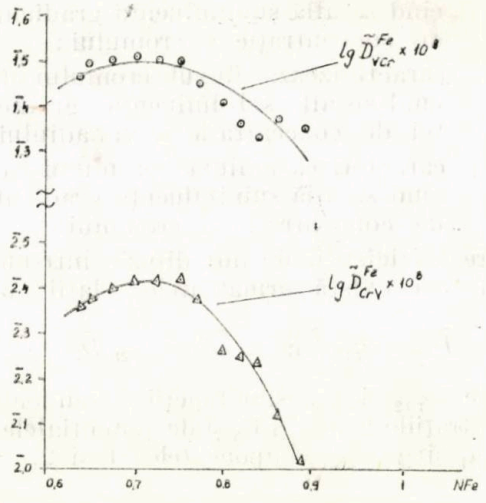


Fig. 10. Variația $\lg \tilde{D}^{Fe}_{VCr}$ și $\lg \tilde{D}^{Fe}_{CrV}$ în funcție de concentrația fierului

BIBLIOGRAFIE

[1] Giles, F. Carter. *Diffusion Coatings Formed in Molten Calcium Systems.* În: J. Less — Common Metals, 37, 1974, 189—198.

[2] Gruzunov, V. I. *Method for the Calculation of Coefficients of Mutual Diffusion in Ternary Metallic Systems Forming a Continuous Series of Solid Sollutions.* În: Fiz. Met. Metalloved., U.R.S.S., 1981, 52, nr. 5, p. 1 117—20.

[3] Girov, K. P. și Uciaste, Iu. E. Metod opredeleniea koefițientov vzaimnoi difuzii v troinîh sistemah. În: Fiz. Met. Metalloved, U.R.S.S., 31, nr. 3, 1971, p. 486—490.

Ing. Z. Spârchez, ing. Gh. Matei
și ing. E. Biesak
Institutul Politehnic Cluj-Napoca

Mecanismul formării pulberii din aliaje pe bază de nichel în procesul de pulverizare din faza lichidă cu argon

CZ : 492.2 : 669.24

În literatura de specialitate există numeroase lucrări care tratează mecanismul formării picăturilor prin dezintegrarea unei vîne de metal sub influența impactului unor jeturi de gaz sub presiune [1]—[8]. Mecanismul dezintegrării, acceptat în prezent, pornește de la premisa că vîna de metal supusă acțiunii jeturilor se ondulează, se transformă în ligamente lungi, cilindrice, cu axul perpendicular pe axul vînei, iar sub influența tensiunii superficiale se fragmentează apoi în picături primare. Acestea, fiind supuse în continuare acțiunii jetului de gaz, dobîndesc mai întîi formă de pișcot, fragmentîndu-se apoi în două picături mai mici. Un rol important în acest mecanism îl au viteza relativă dintre jetul de gaz și vîna de metal, viscozitatea și tensiunea superficială a metalului.

În cercetările legate de pulverizarea unui aliaj Ni—Cr—Fe—Si—B—C cu compoziția : 82,1% Ni ; 7,83% Cr ; 4,03% Fe ; 3,02% Si ; 2,52% B ; 0,5% C (procente de greutate), a fost surprins și un alt mecanism de fragmentare a picăturilor de metal, nesemnalat pînă acum în literatură.

Aliajul menționat mai sus, topit la 1 580°C și omogenizat timp de zece minute într-un cuptor cu inducție, a fost turnat într-o pilnie cu un orificiu de 5 mm și pulverizat în două jeturi în formă de V, avînd punctul de convergență plasat în afara axului vînei de metal (fig. 1 și 2).

Pulberea obținută prin pulverizare la o temperatură superioară liniei lichidus (cca 20°) conținea numeroase granule legate între ele prin filamente lungi. Acestea au fost colectate și examinate la microscopul electronic cu baleiaj și la cel binocular. Examinările făcute au reliefat următoarele aspecte :

— modul de formare și desprindere a picăturilor fine dintr-o picătură mamă prin dezintegrarea în lanț simplu (fig. 3) sau ramificat a unei picături mamă, rezultînd două sau mai multe granule legate prin filamente (fig. 4) ;

— prezența unui crater în granula mamă avînd o suprafață învecinată marcată de dendrite vizibile (fig. 5) ; partea granulei opusă craterului are o suprafață lucioasă ;

— filamentele sînt legate de granula mamă în zona învecinată craterului (fig. 4, *b*, *c* și 5).

Pe baza observațiilor efectuate asupra granulelor legate între ele prin ligamente a fost formulat următorul mecanism de dezintegrare a unei picături mamă, în una sau mai multe picături fine.

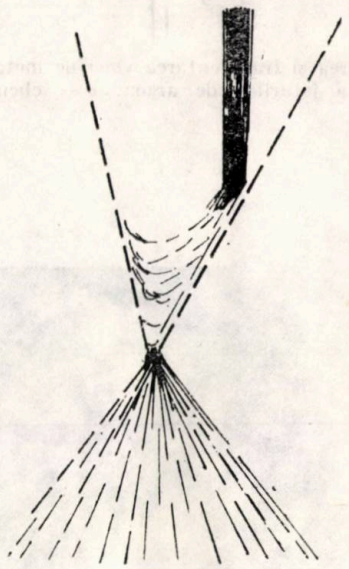
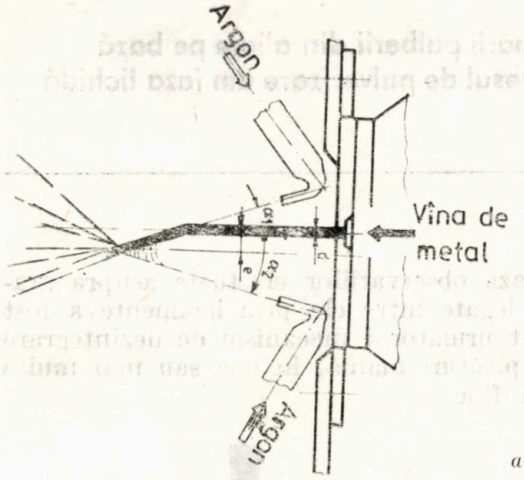
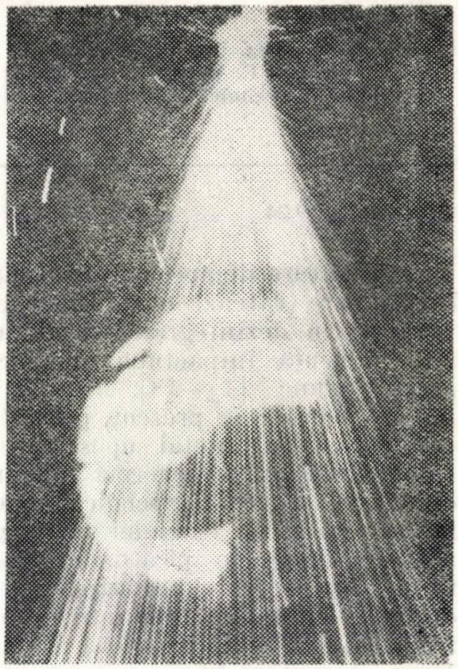


Fig. 1. Schema dispozitivului de pulverizare utilizat

Picătura de metal rezultată ca urmare a impactului primului jet de gaz cu vîna de metal este supusă acțiunii celui de-al doilea jet. Viteza jetului de gaz V_g în vecinătatea picăturii este mult mai mare decît viteza picăturii V_p. Astfel, picătura de metal spălată mereu de un curent de gaz proaspăt se răcește neuniform. Partea orientată spre jetul de gaz proaspăt se răcește mai repede, pe cînd cea orientată spre direcția de zbor a picăturii se răcește mai încet, fapt atestat de mărimea dendritelor situate pe cele două părți opuse ale granulei rezultate. Repartizarea neuniformă a presiunii exercitate de jetul de gaz asupra suprafeței picăturii provoacă deformarea ei și, concomitent, datorită frecării dintre jetul de gaz și suprafața picăturii, un transport superficial de material metalic spre partea picăturii care nu este supusă acțiunii gazului (fig. 6). Depresiunea și vîrtejul pe care jetul de gaz le provoacă pe partea dorsală a picăturii, precum și transportul de material duc la crăparea peliculei metalice superficial solidificate, la formarea unui crater și a unei



a

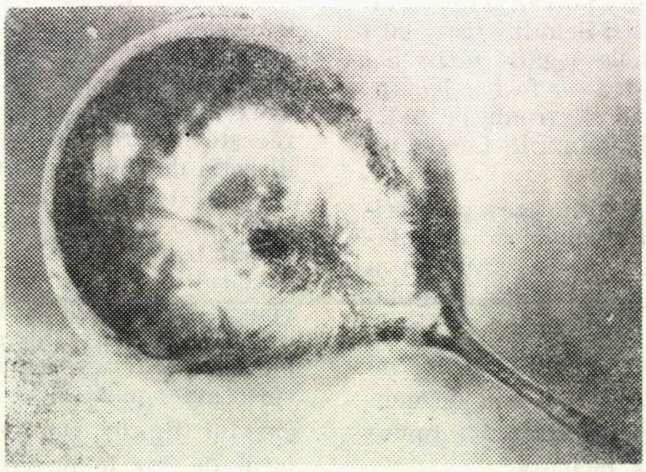


b

Fig. 2. Devierea şi fragmentarea vinei de metal în zona de convergenţă a jeturilor de argon: *a* — schemă; *b* — foto

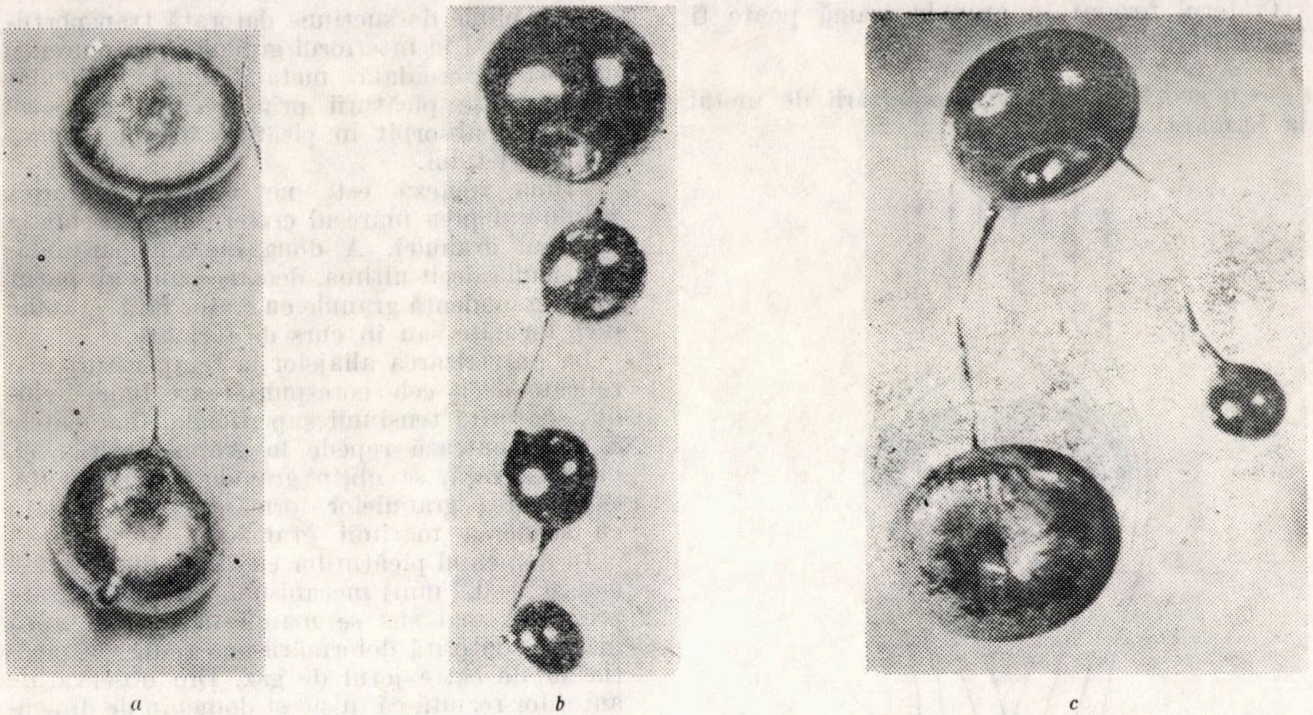
a

b

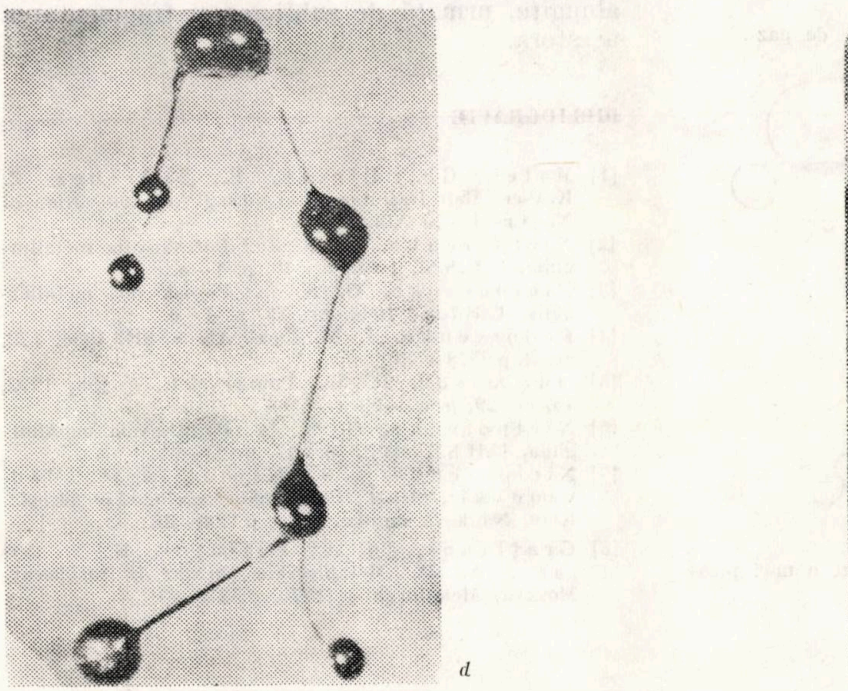


c

Fig. 3. Înmugurirea şi dezvoltarea unei granule fiice: *a* — protuberanţa lenticulară pe granula mamă; *b* — transformarea protuberanţei într-o granulă fiică; *c* — dezvoltarea ligamentului



a *b* *c*



d

Fig. 4. Dezintegrarea unei picături mamă în lanț simplu (*a*, *b*) și în lanț ramificat (*c*, *d*)

Fig. 5. Craterul granulei mamă

protuberanțe lenticulare (umflături) pe suprafața picăturii (fig. 7, *a*). Protuberanța se transformă apoi într-o granulă fiică (fig. 7, *b*) care rămîne legată de granula mamă printr-un filament a cărui lungime se mărește atît timp cît acesta rămîne în stare lichidă (fig. 7, *c* și *d*).

Materialul granulei fiice expulzat din interiorul granulei mamă are o temperatură mai ridicată decît cea a suprafeței granulei mamă și, în consecință, poate da naștere în continuare uneia sau mai multor noi granule fiice (fig. 7, *e*).

Craterul format în granula mamă poate fi în principiu :

— o retasură de contracție ;

— o sucțiune datorată expulzării de metal la formarea granulei fiice ;

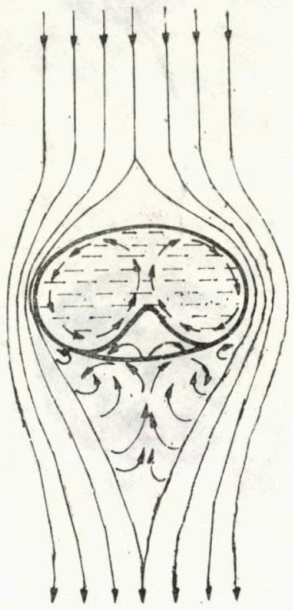


Fig. 6. Picătură metalică în curentul de gaz

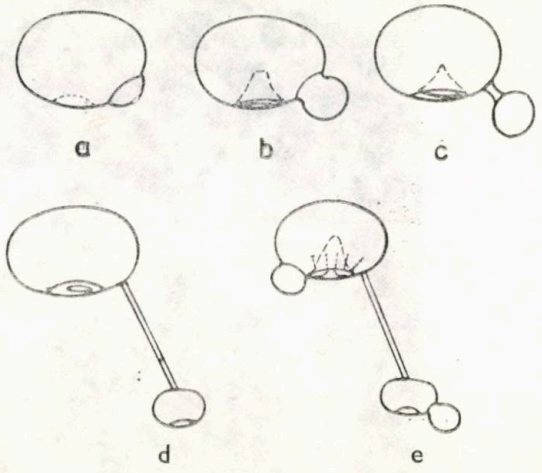


Fig. 7. Schema mecanismului de dezintegrare a unei picături metalice

— o pîlnie de sucțiune datorată transportului de metal în interiorul granulei prin curenții de formă toroidală, metalul fiind vehiculat la suprafața picăturii prin frecarea cu jetul de gaz și absorbit în picătură în zona opusă acțiunii jetului.

Prima ipoteză este neverosimilă datorită volumului prea mare al craterului, raportat la volumul granulei. A doua ipoteză pare mai verosimilă decît ultima, deoarece nu s-au putut pune în evidență granule cu crater fără granule fiice formate sau în curs de formare.

La pulverizarea aliajelor la temperaturi mai ridicate decît cele corespunzătoare liniei lichidus, datorită tensiunii superficiale, filamentele se fragmentează repede în granule sferice și, în consecință, se obțin granule independente. Sfericitatea granulelor formate crește o dată cu scăderea mărimii granulelor.

În domeniul picăturilor cu dimensiuni reduse (sub 0,2—0,3 mm) mecanismul de dezintegrare prezentat mai sus se manifestă în mai mică măsură, datorită deformării mai reduse a picăturilor de către jetul de gaz. Din observațiile autorilor rezultă că în acest domeniu de dimensiuni predomină mecanismul clasic de dezintegrare prin formarea unor gîtuiri pe picăturile alungite, urmată de subțierea și fragmentarea acestora.

BIBLIOGRAFIE

[1] Matei, Gh., Bicsak, E., Spârchez, Z. Kayser, Melt Desintegration during Ar-Atomization of Ni—Cr—B—Si Alloys.

[2] Niciporenko, O. S. În : Poroșkovaia metallurghiia, U.R.S.S., 1986, nr. 10, p. 1—5.

[3] Niciporenko, O. S. În : Poroșkovaia metallurghiia, U.R.S.S., 1986, nr. 12, p. 1—6.

[4] Fedorcenko, I. M. Dokl. AN SSSR, 1968, 179, nr. 3, p. 578—580.

[5] Hummeson, P. În : Powder Met., Anglia, 1972, 15, nr. 29, p. 67—93.

[6] Niciporenko, O. S. În : Poroșkovaia metallurghiia, U.R.S.S., 1972, nr. 12, p. 64—68.

[7] Niciporenko, . S., Naida, Iu. I., Medvedovkii, A. B. Raspîlenie, metalliceskie poroșki. Kiev, Naukova dumka, 1980, p. 24—40.

[8] Grațianov, Iu. A., Putințev, B. N., Silaev, A. P. Metalliceskie poroșki iz rasplavov, Moskva, Metallurghiia, 1970, p. 27—40.

Dr. fiz. Gh. Vlaicu şi E. Halász
C.O.S. Tîrgovişte

Formarea liniei spectrale în analiza de raze X – aplicaţii în spectrometria de fluorescenţă de raze X

CZ: 537.531

În analiza formei liniei spectrale trebuie luate în considerare toate procesele fizice care apar de la emisia fotonilor X pînă la detecţia lor.

Teoria cuantică a formei liniei spectrale

În această analiză se presupune că un atom izolat este excitat de fotoni. Absorbţia fotonului primar duce la trecerea unui electron dintr-o stare electronică interioară într-o stare excitată, cu probabilitatea de stare dată de formula :

$$W(E)dE = \frac{(\tau_i/2)^2}{\left(\frac{\tau_i}{2}\right)^2 + \frac{4\pi^2}{h^2}(E - E_i)^2} dE \quad (1)$$

unde :

τ_i este timpul de viaţă al stării i;

E_i — energia nivelului i.

Prin dezexcitare, electronul ajunge în starea finală f descrisă de :

$$W(E')dE' = \frac{(\tau_f/2)^2}{\left(\frac{\tau_f}{2}\right)^2 + \frac{4\pi^2}{h^2}(E' - E_f)^2} dE' \quad (2)$$

unde :

τ_f este timpul de viaţă al stării f.

În timpul procesului de dezexcitare se eliberează o cuantă :

$$h\partial = E' - E$$

cu probabilitatea : $W(E)W(E')dEdE'$.

Distribuţia intensităţii fotonului emis este dată de următoarea relaţie :

$$I(\partial)d\partial = I_E\,dE = dE\int_{-\infty}^{\infty} dE'W(E)W(E') \quad (3)$$

care duce la :

$$I_\nu\,d\partial = \frac{\frac{\tau_{if}}{2} I_i d}{\left(\frac{\tau_{if}}{2}\right)^2 + 4\pi^2(\partial - \partial_{if})^2} \quad (4)$$

unde :

$$\tau_{if} = \tau_i + \tau_f$$

$$\partial_{if} = \partial_i - \partial_f$$

formulă cunoscută ca formula Breit-Wigner de rezonanţă pentru un nivel. Această formulă arată că linia spectrală are o lărgime finită, ceea ce duce la o incertitudine relativă în lungimea de undă :

$$\frac{\Delta\lambda}{\lambda} = \frac{\Delta W}{W} = \frac{\Delta\partial}{\partial} = \frac{1}{2\pi\partial\tau_{if}} \quad (5)$$

În realitate, lărgirea liniei spectrale este mai mare datorită efectului Doppler produs de mişcarea relativă a atomilor (vibraţiile reţelei cristaline în cazul probelor solide).

Funcţia de transmisie a unui colimator

Emisia radiaţiei de fluorescenţă are o distribuţie spaţială cvasiizotropică. Pentru a paraleliza fasciculul, se folosesc colimatoare foarte înguste şi cu o divergenţă mică. Pentru a afla funcţia de transmisie a unui colimator, se poate presupune un caz simplu : fie un colimator cu secţiune dreptunghiulară de lungime L, înălţime h, secţiune s, fie α unghiul dintre axul colimatorului şi direcţia de mişcare a unui fascicul paralel de fotoni de flux (fig. 1) :

$$\Phi = \frac{n}{cm^2 s}$$

În unitatea de timp trec $n \cdot s$ fotoni :

$$\alpha = 0$$

În acest caz, trec numai fotonii din secţiunea $AB \cdot h \rightarrow n \cdot AB \cdot h$.

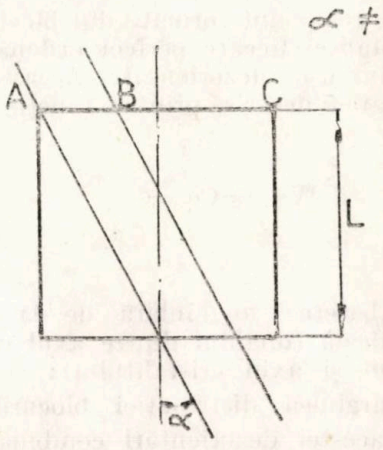


Fig. 1. Schema colimatorului Soller

Dar, $AB = AC - BC = L\,tg\,\alpha_0 - L\,tg\,\alpha \simeq$

$$\simeq L\alpha_0 - L\alpha$$

$$tg\,\alpha_0 = \frac{AC}{L}$$

Fracţiunea fotonilor care trec, faţă de cei incidenţi, este următoarea :

$$p = \frac{n \cdot AB \cdot h}{n \cdot s} = \frac{AB \cdot h}{s} = \frac{\alpha_0 - \alpha}{\frac{s}{L \cdot h}} \approx \frac{\alpha_0 - \alpha}{\alpha_0} \tag{6}$$

Deci, probabilitatea ca o rază înclinată să treacă este :

$$p = 1 - \frac{\alpha}{\alpha_0}$$

Normînd la unitate se poate obţine :

$$p_{(\alpha)} = \frac{1}{\alpha_0}\left(1 - \frac{|\alpha|}{\alpha_0}\right) \tag{7}$$

Însă fasciculul incident pe fanta colimatorului nu este paralel, ci divergent. Se poate arăta că probabilitatea (funcţia de transmisie), în acest caz, se poate scrie :

$$p_{(\alpha)} = \frac{1}{\sqrt{\pi}\alpha_0'} e^{-\frac{\alpha^2}{\alpha_0'^2}} \tag{8}$$

unde :

$$\alpha_0' = \frac{\alpha_0}{2\sqrt{\ln 2}}$$

Funcţia cristalului analizor

Cristalele reale sînt formate din blocuri cristaline (cristalite) fiecare perfect ordonate, dar blocurile sînt uşor dezorientate. Această dezorientare poate fi descrisă printr-o funcţie Gauss :

$$W_{(\beta)} = Ce^{-\frac{\beta^2}{\eta^2}}$$

unde :

- β este abaterea unghiulară de la poziţia ideală (unghiul dintre axul cristalului şi axul cristalitului) ;
- η — lărgimea distribuţiei blocurilor.

Efectul acestei dezorientări combinate cu divergenţa fasciculului incident şi a celui reflectat se regăseşte în distribuţia intensităţii care cade pe detector :

$$I_{(\delta)} = k''e^{-\frac{\delta^2}{\gamma'^2}}$$

unde :

$$\delta = \theta - \theta_0$$

- θ_0 este unghiul Bragg al cristalinului perfect ;
- θ — unghiul Bragg al cristalitului ;
- γ' — lărgimea distribuţiei care depinde de divergenţa colimatorului, de divergenţa colimatorului ataşat pe detector şi de lărgimea distribuţiei cristalitelor din cristalul analizor.

Program pentru fitarea liniilor spectrale

Cumulînd toate efectele, se observă că distribuţia intensităţii în funcţie de unghiul 2θ al detectorului este o convoluţie de gaussiene şi şi lorentziene. Cunoaşterea coeficienţilor acestor funcţii este necesară în rezolvarea fondurilor variabile (în cazul matricelor cu variaţie mare a concentraţiei elementelor : oţeluri înalt aliate) şi a suprapunerilor de linie.

A fost realizat un program de calcul pentru rezolvarea acestei probleme. Modelul matematic al intensităţii detectate, în funcţie de unghiul 2θ, este următorul :

$$I(2\theta) = \frac{A_1 \cdot C \cdot \exp\left[-2 \cdot \left(\frac{2\theta - A_2}{A_3}\right)^2\right]}{1 + \left(\frac{2\theta - A_2}{A_4}\right)} + F(2\theta) \tag{9}$$

unde :

- A_1 este sensibilitatea spectrometrului pentru un element care are maximul liniei de măsură la unghiul Braggs ;
- C — concentraţia elementului ;
- A_3, A_4 — semilărgimile distribuţiilor Gauss şi Lorentz ;
- $F(2\theta)$ — funcţia polinomială care reprezintă fondul variabil.

Intensităţile procesate de program se obţin pe probe binare pentru o linie a elementului existent în matrice. Programul calculează coeficienţii A_i, $i = 1, 7$, abaterea medie pătratică a determinării intensităţilor şi funcţia χ^2. Coeficienţii sînt obţinuţi prin metoda de minimizare a funcţiei χ^2.

Programul ponderează intensităţile în funcţie de timpul de analiză, ceea ce permite în final netezirea peakului. Programul nu se poate aplica pentru cazurile în care liniile $K\alpha_1$ şi $K\alpha_2$ sînt separate de către cristalul analizor.

Programul a fost testat pe intensitățile obținute de la probele binare Fe–Mo pe linia $MoL\alpha_1$. Pentru un timp de analiză a intensităților de 50 s și concentrații de Mo de 0,2%; 0,5%; 1%; 2%, peakurile au fost obținute cu o abatere pătratică medie de 3,4 imp/s, comparabilă cu eroarea produsă de viteza de numărare care este de maximum 3 imp/s.

Aplicații

a — Rezolvarea suprapunerilor de linie

Se măsoară probe binare care conțin elementul care produce suprapunerea (probe Fe—Mo pentru suprapunerea S $K\alpha$ cu $MoL\alpha$). În acest caz, cu coeficienții obținuți de program, se calculează intensitățile la unghiul $2\theta_s$ pentru $SK\alpha$, iar aceste intensități reprezintă fondul pentru intensitatea măsurată pentru S. Intensitatea netă a S va fi diferența dintre intensitatea măsurată pentru S și intensitatea calculată pentru $2\theta_s$.

b — Determinarea fondului spectral static

În analiza oțelurilor, fondul spectral variază în funcție de tipurile de oțel analizate : oțeluri slab aliate și mediu aliate, oțeluri inoxidabile, oțeluri rapide, oțeluri electrotehnice cu grăunți orientați. La ultimele categorii de oțeluri, pentru obținerea unei analize îngrijite, este imperios necesară măsurarea acestui fond.

Cu ajutorul programului PFP acest lucru se realizează lejer, măsurînd pentru fiecare element din oțel intensitățile liniilor spectrale, determinîndu-se, în final, coeficienții funcției de fond $F(2\theta)$ ai fiecărui element. Actualmente, această metodă a fost aplicată în analiza tablei silicioase cu grăunți orientați.

c — Determinarea cu precizie a maximelor liniilor spectrale

Programul oferă, în urma calculului de regresie, și unghiul 2θ corespunzător maximului distribuției intensității.

d — Analiza concentrațiilor mici

În analiza concentrațiilor mici este, de asemenea, foarte importantă cunoașterea fondului spectral. Metoda de lucru este asemănătoare cu cea de la punctul *b*), dar timpii de analiză ai intensităților sînt mai mari, pentru a crește precizia determinărilor. În final, cu ajutorul programului se obțin coeficienții funcției $F(2\theta)$.

Se măsoară intensitatea corespunzătoare elementului respectiv, cu un timp de analiză care să minimalizeze erorile de numărare, iar intensitatea netă va fi diferența dintre intensitatea măsurată și cea calculată.

Timpul de analiză se alege astfel încît eroarea statistică de numărare să fie mai mică decît o valoare a intensității care, convertită în concentrație, prezintă precizia cu care se dorește să se determine concentrația respectivă.

BIBLIOGRAFIE

[1] Bertin, Eugene P. Introduction to X-Ray Spectrometric Analysis, Plenum Press, 1978.

[2] Birks, L. S. X-Ray Spectrochemical Analysis, Interscience Publishers, 1959.

REVISTA REVISTELOR

Giesserei, R.F.G., nr. 25, 1988

Fabricarea parțială mai rațională în construcțiile de mașini prin utilizarea pieselor brute turnate apropiate de forma finală, p. 739 — Elaborarea fontei cu grafit nodular prin tratament termic — exemplu din practică, p. 745 — Fontă brută din turnătorie, p. 748 — Cercetare industrială colectivă în curs de transformare, p. 757 — Sinteză bibliografică anuală asupra turnării metalelor ușoare, în nisip și în cristalizor. Partea 1. Turnarea aluminiului — principii metalografice, materiale și proprietăți de materiale (urmare 25), p. 760 — Sinteză bibliografică anuală asupra turnării metalelor ușoare, în nisip și în cristalizor. Partea a 2-a. Turnarea magneziului — materiale și proprietăți de materiale (urmare 25), p. 767.

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 1, 1989

Model economico-matematic privind aprovizionarea adecvată din punct de vedere politico-economic al turnătoriilor de fier și oțel cu materii prime feroase, p. 3 — Încercări privind pierderea redusă de calități de lianți prin separarea pieselor turnate și formelor liate cu bentonită, la temperaturi mai înalte, p. 8 — Influența elementelor de aliere și a tehnologiei de tratament asupra structurii fontei de turnătorie cu grafit nodular, p. 13 — Contribuție la problematica de transfer al rezultatelor de la topire la procesul din cubilou, p. 15 — Controlul continuu al temperaturii în oalele de formare a oțelului, p. 21 — Determinarea metodelor de separare mecanizată a rețelelor de turnare și alimentatoarelor, p. 25.

Revue de Métallurgie, Franța, nr. 11, 1988

Rezumatul lucrărilor celei de-a 4-a Conferințe internaționale asupra turnării continue, ținută la Bruxelles în anul 1988, p. 881 — Încercare de recoacere a tablelor din oțel moale sub hidrogen pur, p. 899 — LECES — organism care se ocupă de problemele de mediu în siderurgia franceză, p. 909 — Utilizarea sudurii cu laser la tablele subțiri, p. 915.

Tranziția activ-pasiv a nichelului în soluții acide de sulfat

Dr. ing. Teodora Badea,
dr. ing. Maria Nicola,
dr. chim. V. Brînzoi și ing. F. Badea
Institutul Politehnic București

CZ: 543.062:669.24

Comportarea electrochimică a nichelului a făcut obiectul a numeroase investigații atît în medii acide cît și alcaline.

Majoritatea studiilor experimentale prezintă curba de polarizare anodică în condiții potențiostatice ca avînd profilul tipic — tranziția activ-pasiv fiind marcată de un singur maxim al densității de curent.

Unele studii indică o curbă de polarizare anodică care prezintă două maxime ale densității de curent în zona de tranziție [1]. Această comportare a fost evidențiată de asemenea pentru fier în soluții slab acide de sulfat [2], [3].

Lucrarea își propune studiul influenței pH-ului asupra tranziției activ-pasiv, zonă în care sînt semnalate cele două maxime, în soluții acide de sulfat.

Metoda experimentală

Studiul s-a efectuat pe baza curbelor de polarizare trasate în regim potențiostatic, cu ajutorul unui potențiostat Radelkis, tip OH-405. Curbele au fost trasate în condiții staționare în trepte de 30 mV/6 min, și în condiții nestaționare cu o viteză de baleiere a potențialului de 200 mV/min. Curbele potențiodinamice au fost înregistrate cu ajutorul unui înregistrator X—Y Recorder -endim 620.02.

Soluțiile de studiu au fost preparate din reactivi chimici puri și apă bidistilată.

S-au utilizat soluții cu aceeași tărie ionică, avînd următoarea compoziție : 0,25 M $NiSO_4$ + + x Na_2SO_4 + y H_2SO_4 ($C_{SO_4^{2-}} = 1$ M) de pH : 0,6 ; 1,1 ; 1,8 ; 2,5 ; 3,1.

Determinarea pH-ului s-a efectuat cu un voltmetru digital MW 870.

Electrodul de lucru, cu suprafața activă de 2 cm², a fost confecționat din nichel electrolitic, de puritate 99,99%. Suprafața electrodului a fost pregătită prin șlefuire cu hîrtie de șmirghel 3/0, degresată în CCl_4 și lustruită electrochimic într-o soluție de H_2SO_4+HNO_3.

Electrodul a fost montat într-o celulă [4] confecționată din sticlă Pyrex, cu capacitatea de 200 cm³, avînd spațiile anodic și catodic separate printr-o frită poroasă. Drept contraelectrod s-a folosit o plăcuță de platină cu suprafața de 4 cm².

Ca electrod de referință s-a utilizat electrodul $Hg/Hg_2Cl_2/KCl$ saturată. În diagramele de polarizare, potențialele sînt prezentate în raport cu electrodul de calomel saturat (ECS), iar în tabele sînt calculate față de electrodul normal de hidrogen (ENH).

Măsurătorile au fost efectuate la temperatură constantă de 25±0,1°C, în condițiile unei dezaerări prealabile a soluției prin barbotare cu azot purificat.

Rezultate experimentale

Curbele anodice de polarizare, trasate în regim potențiostatic pentru sistemul Ni/0,25 M $NiSO_4$ + x Na_2SO_4 + y H_2SO_4 de pH 0,6—3,1, sînt prezentate în figura 1, în condiții nestaționare (200 mV/min), și în figurile 2 și 3, în condiții staționare (30 mV/6 min).

Trasarea curbelor de polarizare a fost întreruptă la atingerea stării pasive stabile și, în consecință, diagramele prezintă doar zona dizolvării active și tranziția activ-pasiv.

Indiferent de regimul de trasare — staționar sau nestaționar, în intervalul de pH = 0,6— — 1,8, curbele prezintă două maxime net conturate ale densității de curent, în domeniul tranziției activ-pasiv. În condiții nestaționare la pH ⩾ 2,5, primul maxim al densității de curent nu este net marcat, curbele prezentînd doar o limitare a curentului în domeniul de potențiale corespunzător (curbele 4 și 5, fig. 1).

Curba de polarizare a nichelului în soluții acide de sulfat poate fi împărțită în mai multe domenii caracteristice de potențial :

— domeniul dizolvării active, situat între potențialul staționar și primul maxim al densității de curent ;

— domeniul de tranziție caracterizat de primul maxim și un minim ;

— domeniul prepasiv în care curentul anodic crește din nou pînă la maximul II ;

— domeniul pasiv la potențiale mai mari decît cel corespunzător maximului II.

Parametrii electrochimici care caracterizează tranziția activ-pasiv a nichelului în soluții acide de sulfat ca : potențialul staționar, ε_s, potențialul maximului I, $\varepsilon_{max,I}$, densitatea de curent corespunzătoare maximului I, $i_{max,I}$, potențialul maximului II, $\varepsilon_{max,II}$, și densitatea de curent corespunzător maximului II, $i_{max,II}$, sînt prezentați în tabelele 1 și 2.

Potențialul primului maxim și densitatea maximă de curent sînt dependente de pH-ul

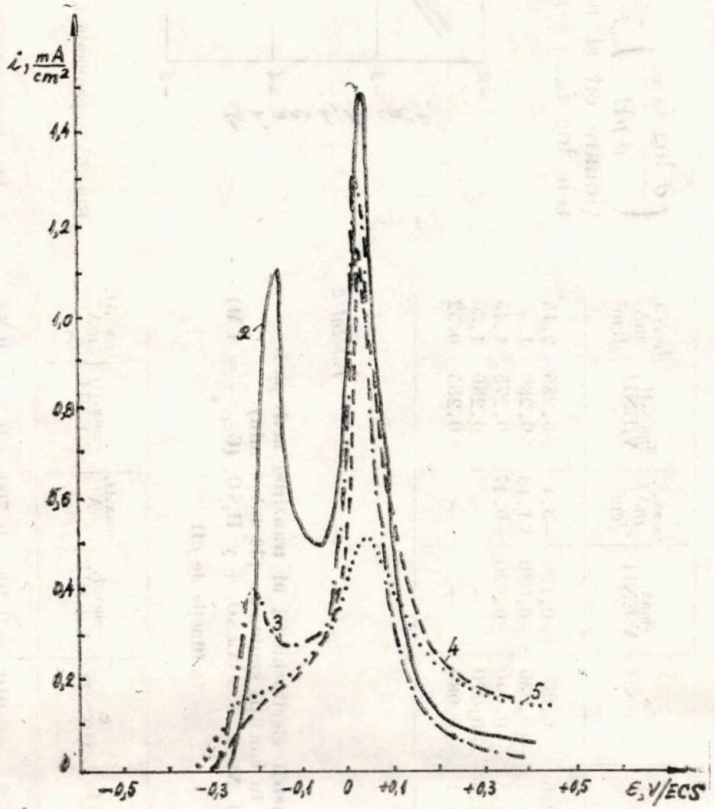


Fig. 1. Curbele anodice potențiodinamice (200 mV/min): Ni/0,25 M $NiSO_4$ + x Na_2SO_4 + yH_2SO_4 ($C_{SO_4^{2-}}$ = 1 M), la *p*H: 2 — 1,1; 3 — 1,8; 4 — 2,5; 5 — 3,1

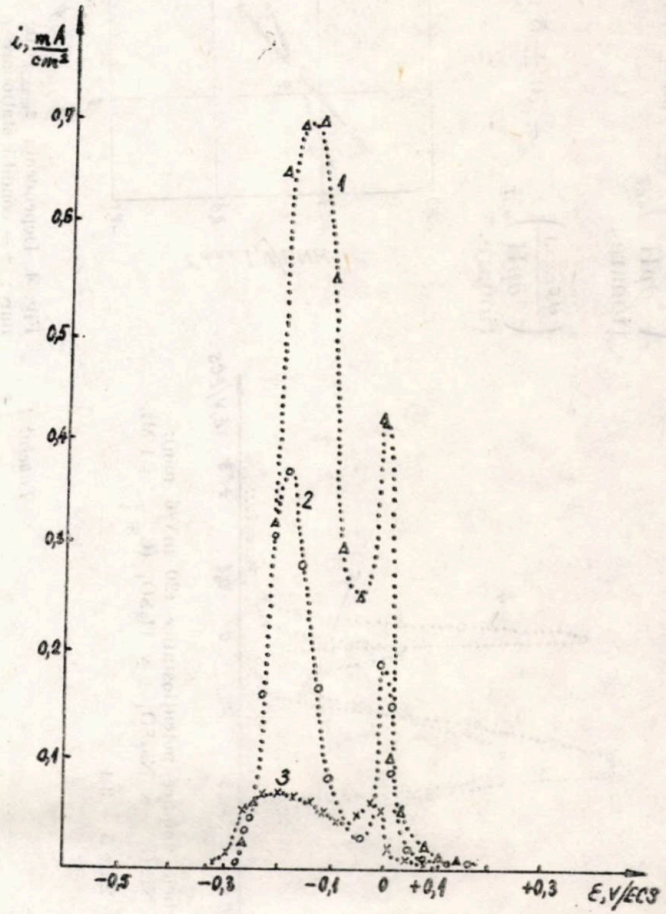


Fig. 2. Curbele anodice potențiostatice (30 mV/6 min): Ni/0,25 M $NiSO_4$ + x Na_2SO_4 + y H_2SO_4 ($C_{SO_4^{2-}}$ = 1 M), la *p*H = 1 — 0,6; 1 — 1,1; 3 — 1,8

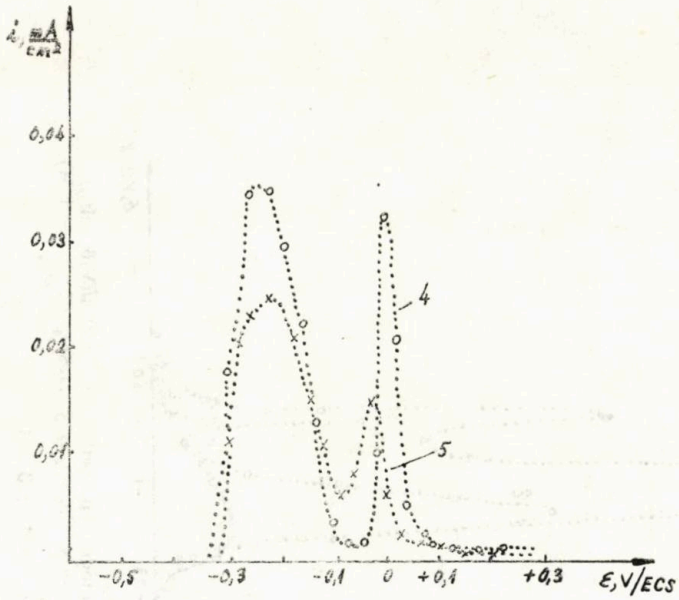


Fig. 3. Curbele anodice potențiostatice (30 mV/6 min): Ni/0,25 M $NiSO_4$ + x Na_2SO_4 + y H_2SO_4 ($C_{SO_4^{2-}} = 1$ M), a *p*H: 4 — 2,5; 5 — 3,1

Tabelul 1

Parametrii electrochimici ai tranziției activ-pasiv, în condiții nestaționare (200 mV/min). Ni/0,25 M $NiSO_4$ + + x Na_2SO_4 + y H_2SO_4 ($C_{SO_4^{2-}} = 1$ M) în funcție de *p*H

Soluția	*p*H	ε_s, V/ENH	$\varepsilon_{max,I}$, V/ENH	$i_{max,I}$, mA/cm²	$\varepsilon_{max,II}$, V/ENH	$i_{max,I}$, mA/cm²
1	0,6	−0,03	+0,130	+3,1	+0,285	2,15
2	1,1	−0,030	+0,080	+1,14	+0,280	1,6
3	1,8	−0,060	+0,020	+0,47	+0,275	1,45
4	2,5	−0,070	—	—	+0,280	1,30
5	3,1	−0,080	—	—	+0,285	0,52

Tabelul 2

Parametrii electrochimici ai tranziției activ-pasiv în condiții staționare (30 mV/6 min). Ni/0,25 M $NiSO_4$ + x Na_2SO_4 + y H_2SO_4 ($C_{SO_4^{2-}} = 1$ M) în funcție de *p*H

Soluția	*p*H	ε_s, V/ENH	$\varepsilon_{max,I}$, V/ENH	$i_{max,II}$, mA/cm²,	$\varepsilon_{max,II}$, V/ENH,	$i_{max,II}$, mA/cm²
1	0,6	−0,010	+0,100	0,700	+0,250	0,42
2	1,1	−0,030	+0,070	0,370	+0,250	0,19
3	1,8	−0,060	+0,050	0,065	+0,250	0,055
4	2,5	−0,070	+0,030	0,035	+0,240	0,032
5	3,0	−0,080	+0,020	0,025	+0,230	0,015

soluției. Astfel, $\varepsilon_{max,I}$ se deplasează în direcția negativă, o dată cu creșterea *p*H-ului (fig. 4), cu :

$\left(\frac{\partial \varepsilon_{max,I}}{\partial pH}\right)_{a_i,T} = -90 \pm 5$ mV, în condiții nestaționare ;

$\left(\frac{\partial \varepsilon_{max,I}}{\partial pH}\right)_{a_i,T} = -70 \pm 5$ mV, în condiții staționare.

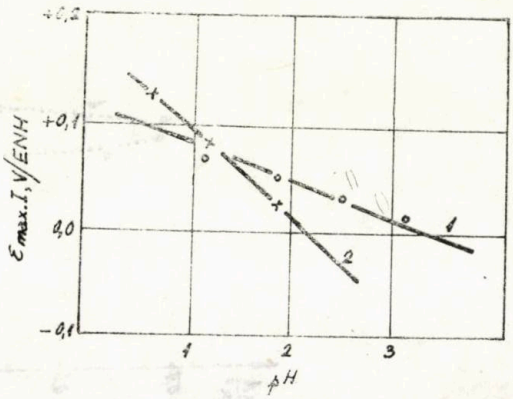


Fig. 4. Dependența $\varepsilon_{max,I}$ de *p*H: *1* — condiții nestaționare; *2* — condiții staționare

Conform figurii 5, între logaritmul primului maxim al densității de curent și *p*H, există o relație liniară cu panta negativă :

$\left(\frac{\partial \log i_{max,I}}{\partial pH}\right)_{a_i,T} = -0,65$, atît în condiții staționare cît și nestaționare. La *p*H 2,5, dreptele log $i_{max,I}$ — *p*H se abat de la liniaritate.

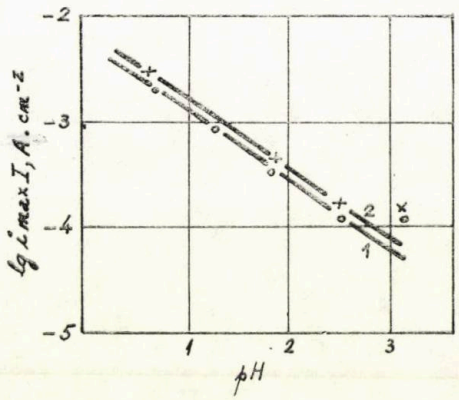


Fig. 5. Dependența $i_{max,I}$ de *p*H: *1*— condiții nestaționare; *2* — condiții staționare

Deplasarea maximului *I* spre valori mai mici ale potențialului o dată cu creșterea *p*H-ului soluției în intervalul de *p*H = 0,6—1,8 este desigur consecința negativării potențialului staționar al nichelului la *p*H mai mare.

Potențialul celui de al doilea maxim al densității de curent, $\varepsilon_{max,II}$, nu este dependent de pH. El prezintă practic aceeași valoare pe întreg intervalul de pH, fiind cu circa 30 mV mai pozitiv în condiții nestaționare, față de staționar (tab. 1 și 2).

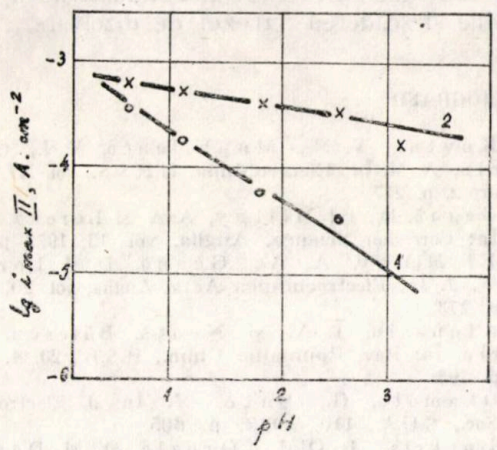


Fig. 6. Dependența $i_{max,II}$ de pH: *1* — condiții nestaționare; *2* — condiții staționare

Maximul II al densității de curent este puternic dependent de pH (fig.6) conform cu relațiile:

$$\left(\frac{\partial \log i_{max,II}}{\partial pH}\right)_{a_i,T} = -0{,}65,$$ în condiții staționare;

și $$\left(\frac{\partial \log i_{max,II}}{\partial pH}\right)_{a_i,T} = -0{,}25,$$ în condiții nestaționare.

Astfel, creșterea pH-ului nu influențează potențialul de trecere a nichelului în stare pasivă, în schimb densitatea curentului maxim este cu atît mai mică cu cît crește pH-ul. Diferența de pantă dintre cele două regimuri de trasare a curbelor de polarizare trebuie pusă pe seama polarizației de difuzie a cărei pondere este, desigur, diferită în condiții staționare față de cele nestaționare.

Discutarea rezultatelor

Curbele anodice de polarizare ale nichelului de înaltă puritate, în soluții acide de sulfat, libere de oxigen, prezintă o alură particulară, care este probabil caracteristică metalelor tranziționale. Astfel, comportarea anodică a nichelului implică următoarele domenii de potențial: dizolvare activă, domeniu de tranziție, domeniu prepasiv și domeniu pasiv.

La polarizații anodice relativ mici, se produce dizolvarea activă a nichelului, care, în acord cu mecanismul propus de Okamoto și Sato [5] și prin analogie cu fierul [2], [3], [6], [7], este descrisă de următoarele etape succesive:

$$Ni + H_2O \rightleftarrows (NiOH)_{ads} + H^+ + e \quad (1)$$

$$(NiOH)_{ads} \rightarrow NiOH^+ + e \quad (2)$$

$$NiOH^+ + H^+ \rightleftarrows Ni^{2+} \cdot aq + H_2O \quad (3)$$

în care etapa (2) este determinată de viteză.

Dizolvarea activă este urmată de un domeniu de tranziție caracterizat de un maxim și un minim. Această comportare este determinată de producerea unui alt proces paralel prin care suprafața activă a metalului va fi acoperită cu o specie puțin solubilă. Această specie este poroasă și acționează ca o membrană inhibitoare asupra dizolvării active a metalului [8], determinînd apariția primului maxim pe curba anodică de polarizare.

Specia formată este $[Ni(OH)_2]_{ads}$, evidențiată de studiile elipsometrice efectuate de Bockris și coautorii [9] care, cercetînd polarizarea anodică a nichelului în soluții 0,5 M K_2SO_4, pH = 3,15, au găsit că în domeniul de potențiale, 0,025—0,000 V/ENH, pe suprafața anodului se formează un film de hidroxid de nichel, gros de 45—60 Å, film care nu poate să inducă pasivarea, constituind doar un precursor sau film prepasiv.

Reacțiile care au loc în paralel cu (2) și (3) vor fi următoarele:

$$(NiOH)_{ads} + H_2O \rightleftarrows [Ni(OH)_2]_{ads} + H^+ + e \quad (4)$$

$$[Ni(OH)_2]_{ads} + A^- \rightarrow NiOH^+ + A^- + OH^- \quad (5)$$

Acoperirea suprafeței cu $[Ni(OH)_2]_{ads}$ este susținută și de potențialul standard de formare a hidroxidului de nichel, conform ecuației:

$$Ni + 2H_2O \rightleftarrows Ni(OH)_2 + 2H^+ + 2e \quad (6)$$

cu $\varepsilon_6^0 = +0{,}110$ V [1]. Această valoare de potențial este foarte apropiată de $\varepsilon_{max,I}$, găsit în soluția de pH = 0,6 (+0,130V, în condiții nestaționare și +0,100 V, în condiții staționare). Creșterea pH-ului reclamă deplasarea potențialului echilibrului (6) în direcție negativă, fapt în deplină concordanță cu datele experimentale obținute în lucrare.

Creșterea densității de curent între maximul I și maximul II poate fi explicată numai presupunînd o nouă etapă de transfer de sarcină determinantă de viteză (începînd de la intermediarul $[Ni(OH)_2]_{ads}$ care acoperă aproape în întregime suprafața electrodului).

Pe de altă parte, studii elipsometrice [9] și de difracție [10] indică stratul pasiv pe nichel ca fiind $NiO_{1,7}$ (nichelul în filmul pasiv are valența 2). Întrucît potențialul maximului II

nu depinde de pH, trebuie să se admită faptul că reacţia care se produce în domeniul prepasiv este dată de ecuaţia:

$$Ni_s[Ni(OH)_2]_{ads} + A^- \rightarrow NiOH^+ + (NiOH)_{ads} + A^- + e^- \quad (7)$$

La atingerea potenţialului de pasivare, $\varepsilon_{max,II}$, se produce conversia filmului precursor $[Ni(OH)_2]_{ads}$ într-un film oxidic, nestoichiometric care prezintă conducţie electronică:

$$Ni_s[Ni(OH)_2]_{ads} \rightleftarrows NiO + H_2O \quad (8)$$

Trecerea de la un film cu conducţie ionică la un film cu conducţie electronică este însoţită de o scădere însemnată a vitezei de dizolvare şi de trecere a metalului în stare pasivă stabilă.

Concluzii

Tranziţia activ-pasiv a nichelului electrolitic în soluţii 0,25 $MNiSO_4 + xNa_2SO_4 + y\ H_2SO_4$ ($C_{SO_4^{2-}} = 1$ M) de $pH = 0,6-3,1$ este caracterizată de prezenţa a două maxime, net conturate, ale densităţii de curent. Primul maxim este determinat de acoperirea suprafeţei metalice cu un film prepasiv $[Ni(OH)_2]_{ads}$ care frînează dizolvarea anodică a nichelului fără să poată induce starea pasivă. Creşterea densităţii de curent în domeniul prepasiv este determinată de o nouă etapă de transfer de sarcină la care participă $[Ni(OH)_2]_{ads}$ (6).

Conversia anodică a filmului precursor $[Ni(OH)_2]_{ads}$ la filmul final pasiv este consecinţa unei schimbări nestoichiometrice, schimbare asociată cu creşterea conductivităţii electronice şi scăderea vitezei de dizolvare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Kovtun, V. N., Moghilenco, V. I., Greşcin, A. M. În: Electrohimia, U.R.S.S., vol. XI, 1975, nr. 2, p. 277.
[2] Geană, D., El Miligy, A. A. şi Lorenz, W. J. În: Corrosion Science, Anglia, vol. 13, 1973 p. 505.
[3] El Miligy, A. A., Geană, D. şi Lorenz, W. J. În: Electrochimica Acta, Anglia, vol. 20, 1975, p. 273.
[4] Atanasiu, I. A. şi Neaţă, Bălescu, Maria. În: Rev. Roumaine Chim., R.S.R., 20, 4, 1975, p. 493.
[5] Okamoto, G., Sato, N. În: J. Electrochem. Soc., S.U.A., 110, 1963, p. 605.
[6] Bockris, J. O'M., Drazic D. şi Despic, A. R. În: Electrochimica Acta, 1961, Anglia, 7, 325.
[7] Hilbert, F., Miyoschi, Y., Eichkorn, G., Lorenz, W. J. În: J. Electrochem. Soc. S.U.A., 1971, 118, p. 1919.
[8] Fischer, H. În: Werkstoffe und Korrosion, R.F.G., 1972, 23, 445, 453.
[9] Bockris, J. O'M., Reddy, A. K. N. şi Rao, B. În: J. Electrochem. Soc., S.U.A., 113, 1966, nr. 11, p. 1133.
[10] Mc Dougall, B. şi Cohen, M. În: J. Electrochem. Soc., S.U.A., 1974, 121, nr. 9, p. 1152.

REVISTA REVISTELOR

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 11, 1988

Utilizarea roboţilor industriali în turnătoriile de aluminiu cu cristalizoare, p. 331 — Aşchierea economică a aliajelor de aluminiu, p. 334 — Geometria pieselor turnate şi măsurarea alimentatorului, p. 339 — Stadiul şi perspectivele revenirii bainitice a fontei cu grafit nodular, p. 340 — Două secole de utilizare a cubiloului — retrospectivă. Partea 1: Dezvoltarea constructivă a cubiloului, p. 346 — Contribuţia comitetului de producători de materiale turnate din cupru la dezvoltarea tehnico-economică a sectorului de piese turnate din cupru din R.D.G. Partea a 2-a: Dezvoltarea materialelor şi standardizare, p. 351 — Proces de topire asistat prin calculator al cuptoarelor electrice cu arc din turnătoriile de oţel ale grupei de produse „Piese turnate din oţel". Partea a 2-a: Procesul tehnologic şi experienţa de exploatare, p. 353 — Activitatea grupei de specialitate „Cercetare şi dezvoltare" în domeniile materialelor de formare şi materialelor de acoperire de formare din grupa de produse „Piese turnate din oţel". Partea a 2-a: Tehnologii cheie, sticlă solubilă şi materiale auxiliare de formare, p. 354.

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 12, 1988

Contribuţia la pregătirea politico-economică şi raţională a materiilor prime pe bază de fier pentru turnătorii, p. 363 — Aspecte energetico-economice ale elaborării fontei lichide de turnătorie cu considerarea deosebită a utilizării purtătorilor de fier, p. 367 — Căptuşeala acidă prin sistemul Sili-Compact pentru cuptoarele cu inducţie cu creuzet şi cuptoarele cu cameră regeneratoare p. 371 — Comportamentul arsurilor şi al aderenţei la topirea materialelor pe bază de fontă de turnătorie în KO 2000 fără cocs, cu ardere de gaze, p. 379 — Propuneri privind reducerea consumului de energie şi a cheltuielilor de exploatare pentru instalaţiile de topire electrice încălzite inductiv prin îmbunătăţirea izolaţiei termice, p. 384.

Dr. ing. P. Moldovan
și ing. Rodica Murguleseu
Institutul Politehnic București

Cercetări experimentale privind procesele de oxidare avansată și vaporizare a unor impurități la rafinarea termică a cuprului

CZ: 66.056.9:669.054

Afinarea oxidantă a cuprului se realizează industrial prin insuflarea aerului în baia metalică la temperatura de 1 130—1 150°C [1]. În urma acestui proces, elementele cu afinitate mai mare față de oxigen decît cuprul se oxidează, în special prin contactul lor cu oxidul cupros, care este solubil în topitura metalică.

În literatura de specialitate sînt publicate unele informații privind procesul de oxidare, de interacțiune a impurităților dizolvate în cupru lichid cu agentul oxidant, de formare a compușilor oxidici. Unele lucrări [2]—[4] se referă la cercetări în fază de laborator, indicînd doar posibilitățile de aplicare în practică a rezultatelor experimentale. De asemenea, aceste lucrări au la bază o serie de simplificări și anume: sisteme binare, ternare sau cuaternare (Cu—Me, Cu—Me—O, Cu—Me—O—SiO_2, în care Me este element însoțitor al cuprului); zgure sintetice (adaos de SiO_2, Na_2CO_3, CaO etc.) [5]—[8]; menținerea constantă a unor parametri (temperatura, presiunea oxigenului etc.).

În lucrare, autorii și-au propus să cerceteze, în fază industrială, posibilitățile de intensificare a oxidării unor impurități dificil de eliminat din cupru în timpul procesului de rafinare termică (As, Sb). În acest scop, s-a realizat prelungirea duratei de insuflare a aerului în faza a II-a a procesului de convertizare a matei cuproase, în vederea creșterii gradului de oxidare a impurităților înainte de rafinarea oxidantă propriu-zisă. De asemenea, s-au urmărit imitele termodinamice de îndepărtare a impurităților din cupru la sfîrșitul procesului de convertizare și pe parcursul rafinării termice a cuprului.

Tehnica aplicată și rezultatele experimentale

În cadrul lucrării, s-a selectat un număr de trei șarje cu conținuturi diferite de oxigen în cuprul de convertizor inițial (tab. 1). Probele luate după convertizare și după faza de oxidare la rafinarea termică au fost supuse analizei chimice și metalografice. Șarjele 2 și 3 conțin cupru negru de convertizor, obținut prin prelungirea duratei de oxidare în timpul fazei a II-a de convertizare cu șase minute. Din datele experimentale, s-au calculat coeficienții de repartiție a cuprului și a unor elemente însoțitoare, între zgură și baia metalică (tab. 2):

$$L_{ME} = \frac{(Me')}{[Me]} \qquad (1)$$

unde:

(Me') și $[Me]$ reprezintă conținuturile (%masice) de elemente în zgură și respectiv în baia de cupru.

Tabelul 1

Parametrii de lucru la rafinarea termică industrială a cuprului blister

Numărul șarjei	Cantitatea de cupru, t	Conținutul de cupru în șarjă, %	Conținutul de oxigen în cupru, % masice	
			inițial	la sfîrșitul oxidării
1	97,0	98,97	0,40	0,80
2	101,5	99,0	0,45	0,82
3	109,8	99,09	0,70	0,90

Tabelul 2

Rezultatele experimentale privind intensificarea procesului de rafinare termică a cuprului

Numărul șarjei	Conținutul de oxigen în cupru, % masice		Conținutul de Cu în cuprul rafinat termic, % masice	Coeficienții de repartiție			
	la sfîrșitul convertizării	la sfîrșitul rafinării termice		L_{Cu}	L_{Sb}	L_{As}	L_{Pb}
1	0,40	0,80	99,34	0,41	3,70	1,66	10,0
2	0,45	0,82	99,37	0,46	3,85	2,06	10,8
3	0,70	0,90	99,52	0,57	3,92	2,16	13,6

Creşterea conţinutului de oxigen în cupru, în procesele de convertizare-rafinare termică, are ca efect intensificarea eliminării, atît a Sb şi As, cît şi a Pb (fig. 1—3).

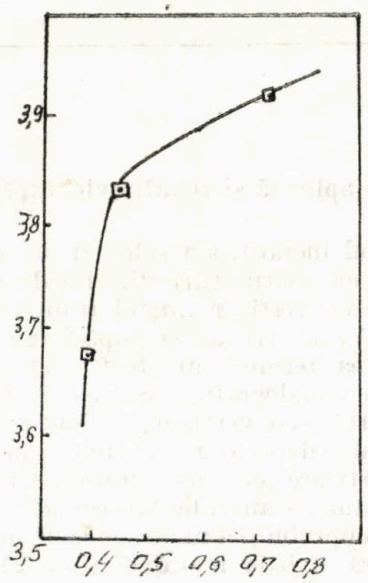


Fig. 1. Coeficientul de repartiţie a stibiului L_{Sb}, în funcţie de conţinutul de oxigen în cupru

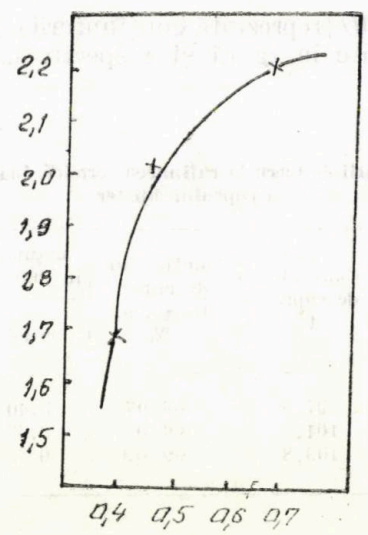


Fig. 2. Coeficientul de repartiţie a arseniului L_{As}, în funcţie de conţinutul de oxigen din cupru

În aceste condiţii, se măreşte şi coeficientul de repartiţie al cuprului între zgură şi metalul rafinat (fig. 4), ducînd la pierderi mai mari de cupru în zgura de rafinare. Efectul pozitiv al creşterii conţinutului de oxigen în cupru se poate demonstra prin compararea tensiunilor de disociere a Cu_2O dizolvat în cupru (P'_{O_2}) şi a Cu_2O liber (P_{O_2}).

$$(P'_{O_2})Cu_2O = (P_{O_2})_{max} \frac{[Cu_2O]^2}{[Cu_2O]^2_{max}} \qquad (2)$$

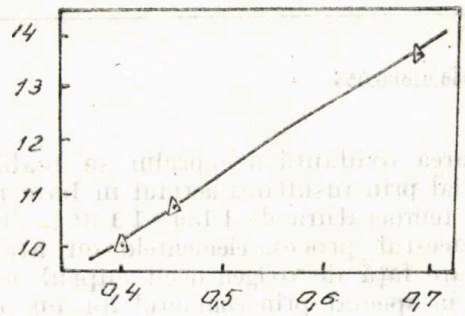


Fig. 3. Coeficientul de repartiţie a plumbului L_{Pb}, în funcţie de conţinutul de oxigen în cupru

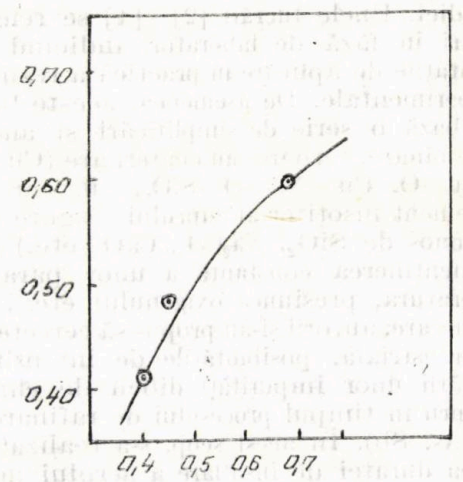


Fig. 4. Coeficientul de repartiţie a cuprului L_{Cu}, în funcţie de conţinutul de oxigen în cupru

Calculul s-a efectuat pe baza următoarei relaţii [9]:

$$\log P_{O_{2max(Cu_2O)}} = -\frac{18070}{T} -$$

$$- 0{,}19\log T - 0{,}605 \cdot 10^{-3} T + 9{,}27 \qquad (3)$$

S-a constatat că, o dată cu creşterea conţinutului de oxigen în cupru, valorile tensiunii de disociere a Cu_2O dizolvat în soluţie tind tot mai mult spre valorile tensiunii de disociere a Cu_2O în stare liberă (tab. 3). Deci, implicit, se măreşte posibilitatea oxidării elementelor însoţitoare ale cuprului.

Tabelul 3

Valorile calculate ale tensiunilor de disociere a Cu_2O liber și Cu_2O dizolvat în cupru la rafinarea termică industrială a cuprului

Numărul șarjei	Fazele procesului	Temperatura băii metalice, °C	Conținutul de oxigen, % masice	Conținutul de Cu_2O în cupru, % masice	Conținutul maxim de Cu_2O în cupru, % masice	Tensiunea de disociere	
						P_{O_2}	P'_{O_2}
1	șarjare-topire	1 100	0,4	3,6	5,0	$5,3.10^{-6}$	$2,74.10^{-6}$
	oxidare	1 150	0,8	7,2	8,3	$1,4.10^{-5}$	$1,036.10^{-5}$
2	șarjare-topire	1 100	0,45	4,05	5,0	$5,3.10^{-6}$	$3,47.10^{-6}$
	oxidare	1 150	0,82	7,5	8,3	$1,4.10^{-5}$	$1,146.10^{-5}$
3	șarjare-topire	1 100	0,7	4,3	5,0	$5,3.10^{-6}$	$4,17.10^{-6}$
	oxidare	1 150	0,9	8,1	8,3	$1,4.10^{-5}$	$1,33.10^{-5}$

Dacă se are în vedere constanta de echilibru a reacției de oxidare a impurităților din cupru :

$$[Cu_2O] + [Me'] = 2[Cu] + (MeO) \qquad (4)$$

$$K = \frac{a^2_{[Cu]} \cdot a_{(MeO)}}{a_{[Cu_2O]} \cdot a_{[Me']}}$$

unde :

a reprezintă activitățile termodinamice ale componentelor și se poate estima, în primă aproximație.

Valorile lui K, la temperatura de 1 200°C, pentru unele elemente sînt următoarele [10] : 50(As); 50(Sb); 3,8(Pb); $4,5 \cdot 10^3$(Fe). Dacă se consideră cuprul saturat cu oxigen, raportul $a^2_{[Cu]}/a_{[Cu_2O]}$ poate fi considerat egal cu 1.

Deci, constanta de echilibru are valoarea :

$$K = \frac{\gamma_{(Me'O)} \cdot x_{(Me'O)}}{K \cdot \gamma^o_{[Me']}} \qquad (5)$$

în care :

γ este coeficientul de activitate termodinamică, iar x este fracția molară a componentului.

Rezultă, deci că, pentru eliminarea avansată a impurităților, condițiile ideale sînt : valori mari ale constantei de echilibru K și ale coeficientului de activitate termodinamică a impurității la diluție infinită $\gamma^o_{[Me']}$ și valori mici pentru $\gamma_{(MeO)}$ și $x_{(MeO)}$. Practic, prima condiție se realizează prin adaosuri de fondanți pentru zgurificarea oxizilor $Me'O$ (nisip cuarțos pentru zgurificarea oxizilor bazici și sodă pentru zgurificarea oxizilor cu caracter acid), precum și prin creșterea gradului de oxidare a băii metalice.

A doua condiție luată simultan prin produsul $K \cdot \gamma^o_{[Me']}$ poate fi îndeplinită pentru unele impurități ($K_{Fe} \cdot \gamma^o_{[Fe]} = 87,75 \cdot 10^3$; $K_{Pb} \cdot \gamma^o_{[Pb]} = 21,66$; $K_{Zn} \cdot \gamma^o_{Zn} = 5,17\ 10^3$). Dar, pentru As și Sb produsul are valori mici ($K_{As} \cdot \gamma^o_{As} = 0,025$ și $K_{Sb} \cdot \gamma^o_{Sb} = 0,65$), datorită valorilor reduse ale coeficienților de activitate ai acestor elemente în cupru lichid.

În final, trebuie remarcat faptul că, datorită presiunii de vapori relativ scăzute a cuprului, unele impurități pot fi eliminate din cupru prin vaporizare. Conținutul de impurități în cupru rafinat se poate calcula din relația :

$$x_{]Me']} = \frac{p_{[Me']}}{p^o_{[Me']} \cdot \gamma^o_{[Me']}} \qquad (6)$$

unde :

$p_{[Me']}$ și $p^o_{[Me']}$ sînt presiunea de vapori a impurității Me' în baia metalică (de cupru) și presiunea de vapori a impurității în stare pură; $\gamma^o_{[Me']}$ — coeficientul de activitate termodinamică limită (în soluția diluată Cu—Me'). Din această relație rezultă că, pentru eliminarea prin vaporizare a impurităților din cupru, la sfîrșitul convertizării sau la rafinarea termică este necesar ca produsul $p^o_{Me'} \cdot \gamma^o_{[Me']}$ să aibă valori cît mai mari. Zincul și cadmiul îndeplinesc această condiție în timp ce As, Se și Te, deși au valori mari pentru $p^o_{Me'}$, au valori foarte mici pentru $\gamma^o_{[Me']}$($p^o_{As} \cdot \gamma^o_{[As]} = 0,25$; $p^o_{Se} \cdot \gamma^o_{[Se]} = 0,138$; $p^o_{Te} \cdot \gamma^o_{[Te]} = 0,148$).

Stibiul, bismutul și plumbul au valori medii ale produsului $p^o_{Me'} \cdot \gamma^o_{[Me']}$ astfel încît, acestea pot fi eliminate parțial prin vaporizare la sfîrșitul procesului de convertizare ($p^o_{Sb} \cdot \gamma^o_{[Sb]} = 0,103$; $p^o_{Bi} \cdot \gamma^o_{[Bi]} = 0,113$; $p^o_{Pb} \cdot \gamma^o_{[Pb]} = 0,108$).

Concluzii

Cercetările efectuate au pus în evidență posibilitatea intensificării procesului de eliminare a impurităților care creează dificultăți la rafinarea cuprului (As, Sb) prin oxidare avansată a băii metalice la sfîrșitul convertizării și la rafinarea termică. Practic, s-a constatat creșterea valorilor coeficienților de repartiție a Sb, As și Pb între zgură și cupru lichid, precum și apropierea valorilor tensiunii de disociere a Cu_2O, dizolvat în cupru, de cele ale tensiunii de disociere a Cu_2O pur.

De asemenea, s-au estimat condițiile termodinamice ale eliminării avansate a impurităților din cupru prin zgurificarea oxizilor și prin vaporizarea elementelor cu valori mari sau medii ale presiunii de vapori și ale coeficienților de activitate termodinamică, în special la sfîrșitul convertizării matelor cuproase.

BIBLIOGRAFIE

[1] Aglitsky, V. A.: Pyrometallurgicheskoe Rafinirovanie Medyi. Moscova, Ed. Metallurgiia, 1971.

[2] Oprea, Fl., Moldovan, P. În: Revue Roum. des Sci. Techniques, Série de Métallurgie, tom 14, nr. 2, 1969, p. 107—124.

[3] Heinrich, K. ș.a. În: Erzmetal, R. F. G. nr. 14, 1961, p. 520—526.

[4] Taskinen, P. În: Acta Polyt. Scand., Suedia, nr. 145, 1981.

[5] Riverso, G. ș.a. În: Minerales, Spania, *38*, 1983, 164, p. 37—41.

[6] Nakamura, T. ș.a. În: J. of Min. Inst. Japan, Japonia, 100, 1984, p. 675—680.

[7] Monden, S. ș.a. În: Proc. of The Met. Soc. AIME, S.U.A., California, 1983.

[8] Kojo, I. V. În: Acta Polytechnica Scand., Chem. Technology and Metallurgy Series, Suedia, nr. 161, 1985, p. 7—45.

[9] Oprea, Fl., Taloi, D., Constantin, I., Rodica, Murgulescu: Teoria proceselor metalurgice. București, Ed. didactică și pedagogică, 1978.

[10] Azakami, T., Yazawa, A. În: Canadian Metallurgical Quarterly, Canada, 15, 1976, nr. 2, p. 111—122.

A DOUA CONFERINȚĂ MONOTEMATICĂ DE TRATAMENTE TERMICE

În perioada 14—16 iunie 1988 s-au desfășurat la Sofia, R. P. Bulgaria, lucrările Conferinței monotematice „Utilizarea stratului fluidizat la tratamentele termice și termochimice", la care au participat specialiști din R. P. Polonă, R. D. Germania, U.R.S.S., R.S.R. și R. P. Bulgaria.

Lucrările conferinței au fost prezentate în plen și încheiate cu o demonstrație practică de lucru cu instalația modulată de strat fluidizat de la institutul din Sofia — T.M.I.

Dintre lucrările mai importante prezentate în program se amintesc următoarele:

— *Instalație modulată pentru tratament termic și termochimic în strat fluidizat, cu conducerea automată cu microprocesor* (T.M.I. Sofia). Au fost prezentate două instalații cu strat fluidizat: tip MKS-2 pentru tratament termic și tip MKS — „Flukor" — instalație modulată pentru tratament termic și termochimic cu șase posturi de lucru deservite de un manipulator, cu conducerea proceselor prin microprocesor;

— *Accelerarea proceselor de transfer de căldură și de masă prin utilizarea stratului fluidizat* (ICSITPSCM București), care a prezentat principiul fenomenelor de accelerare a proceselor în strat fluidizat din punct de vedere termodinamic și cinetic,cu exemplificarea procedeelor tehnologice care oferă realizarea straturilor cu adîncime mare în timp scurt;

— *Termofluid — metodă de tratament termochimic în strat fluidizat* (I.M.P. Varșovia), care a prezentat principalele caracteristici și utilizări ale sistemului Termofluid, precum și o instalație cu strat fluidizat;

— *Schimbul de căldură între stratul fluidizat și suprafața particulelor* (V.H.T.I.-Sofia), care a prezentat un model matematic de calcul al schimbului de căldură pe baza ecuațiilor criteriale;

— *Hidrodinamica și schimbul de căldură în strat fluidizat la tratamentul termic al pieselor* (V.H.T.I. Burgas)

— *Hidrodinamica și schimbul de căldură local la tratamentul termic în strat fluidizat* (T.M.I. Sofia), în care s-au prezentat modele de schimb de căldură și de mișcare a particulelor în strat fluidizat utilizînd sonda calorimetrică și ecuații de mișcare a particulelor în sistem-gaz-solid;

— *Modul de generare a atmosferei în stratul fluidizat, structura și proprietățile de utilizare ale pieselor și sculelor* — (Universitatea din Chestohowa, R.P.P.) în care se prezintă date tehnologice privind carburarea în strat fluidizat într-o instalație de laborator în amestec aer-gaz metan cu particule de grafit prin reglarea coeficientului de exces de aer la diverse temperaturi;

— *Influența parametrilor tehnologici asupra rezultatelor obținute la tratamente termochimice în strat fluidizat* (T.M.I. Sofia) prezentînd rezultatele obținute la carburare în strat fluidizat, în atmosferă controlată produsă direct în cuptor din N_2 (Ar)+metanol + acetonă, controlul potențialului de carbon efectuîndu-se cu sonda de oxigen;

— *Stratul fluidizat pentru răcire și călire izotermă* (I.M.P. Varșovia), în care se prezintă domeniul de utilizare, intervalul de temperaturi, curbele de răcire și modalitățile de accelerare a răcirii la călirea izotermă în strat fluidizat. Călirea izotermă în domeniul 200 — 400°C a oțelurilor și fontelor nodulare și bainitice se realizează în strat fluidizat cu corindon și cu o substanță de adaos (cca 2kg/l) pentru creșterea vitezei de răcire (azot-lichid, apă, CO_2, H_2 etc.);

— *Consumul energetic la tratamentul termochimic în strat fluidizat* (I.M.P. Varșovia) care se referă la relația dintre temperatură timp și consum energetic, în funcție de mediul tehnologic de difuzie la tratamentele termochimice de carburare, carbonitrurare, nitrurare, borizare și cromizare.

Cercetările efectuate au arătat că consumul energetic la tratamentele termochimice în baie de sare și în pulbere are valoarea cea mai mare, scăzută în atmosferă gazoasă și strat fluidizat și cea mai scăzută în vid.

Cea mai mare influență asupra consumului de energie o exercită parametrii procesului, tipul și mărimea cuptorului, gradul de încărcare etc.

În urma susținerii lucrărilor la cea de a II-a CONFERINȚĂ MONOTEMATICĂ DE TRATAMENTE TERMICE s-au purtat discuții și schimburi de păreri între specialiști, din care au rezultat următoarele: extinderea utilizării în industrie a stratului fluidizat la o gamă largă de tratamente termice și termochimice; realizarea unor instalații modulate, automatizate; necesitatea optimizării tehnologiilor și dezvoltarea celor de carburare, nitrurare în strat fluidizat; utilizarea atmosferei controlate produse din lichide organice, pentru carburări în strat fluidizat.

Ing. Elena Ghelec

ICSITPSCM

Ing. Al. Borşan, ing. C. Mitroi
şi ing. I. Bratu ICEM

Cercetări privind mărirea fiabilităţii cilindrilor din fontă pentru laminoare

CZ : 621.771.07

Preocupările din domeniul fabricaţiei cilindrilor pentru laminoarele de profile mijlocii vizează ameliorarea permanentă a performanţelor tehnologice ale cilindrilor prin aplicarea nemijlocită a rezultatelor cercetării ştiinţifice, pentru creşterea productivităţii sectoarelor respective, îmbunătăţirea calităţii laminatelor, reducerea consumurilor specifice, toate acestea în vederea scăderii preţului de cost pe tona de laminat.

Metoda experimentală

O importanţă deosebită o au cunoaşterea cît mai exactă a interdependenţei dintre proprietăţile fizico-mecanice şi structurale ale oţelului laminat şi cele ale materialului din care este fabricat cilindrul şi studiul influenţei şi interacţiunii reciproce dintre aceste două metale în condiţii de lucru.

Cele de mai sus servesc la stabilirea unei anume mărci de fontă sau a unei anumite metode de fabricaţie a cilindrilor în funcţie de rolul lor în fluxul tehnologic.

La acestea se adaugă studiul interdependenţei dintre compoziţia chimică şi condiţiile de solidificare, precum şi influenţa lor directă asupra caracteristicilor fizico-mecanice, care au dus la elaborarea unor fonte adecvate condiţiilor de lucru ale cilindrilor precum şi la elaborarea unor tehnologii noi de formare-turnare pe baza cărora aceştia posedă proprietăţi tehnologice corespunzătoare.

Ca o consecinţă a celor precizate anterior, în ultimii ani s-a creat cadrul tehnologic propice renunţării treptate la tehnologia clasică de turnare a cilindrilor pentru laminoare, utilizîndu-se procedeul „duplex" care, în condiţii bine determinate, duce la obţinerea durităţii dorite a stratului de lucru al tăbliei şi a unei plasticităţi corespunzătoare pentru miezul şi fusurile cilindrului.

Cilindrii turnaţi prin procedeul duplex static sau, mai recent, prin cel centrifugal sînt caracterizaţi printr-o variaţie relativ redusă a durităţii pe direcţia radială a stratului de lucru, fapt care recomandă acest procedeu şi la fabricarea cilindrilor destinaţi cajelor intermediare şi finisoare pentru profile mijlocii.

Ca urmare a preocupărilor legate de asimilarea unor noi tehnologii pentru fabricarea în România a cilindrilor din fontă cu structură indefinită pentru laminoare de profile mijlocii, au fost turnaţi la I. F. Vlăhiţa, prin procedeul duplex-static, cilindri cu dimensiunile tăbliei de Ø 600×1000 mm şi Ø 650×1000 mm, la turnare folosindu-se o formă combinată, şi anume : tăblia este turnată în cochilă parţial căptuşită, iar fusurile sînt turnate în amestec de formare, utilizîndu-se o fontă primară mediu aliată cu Cr, Ni şi Mo pentru obţinerea crustei de lucru a tăbliei şi o fontă nealiată pentru realizarea fusurilor şi a miezurilor tăbliei (tab. 1).

Tabelul 1

Compoziţia chimică a fontelor primare şi secundare folosite în realizarea fusurilor şi miezurilor

Elementul chimic, %	Fonta	
	primară	secundară
C	3,1—3,5	—
	(3,0—3,4)	3,1—3,4
Si	0,7—1,1	1,2—1,4
Mn	0,5—0,8	0,4—0,7
P	max. 0,15	max. 0,2
S	max. 0,05	max. 0,1
Cr	1,0-1,3	—
	(0,8—1,1)	0,3—0,5
Ni	2,7—3,4	—
	(2,4—3,0)	cca. 1,0
Mo	0,3—0,5	0,1—0,2

Valorile înscrise între paranteze corespund fontei aliate destinate turnării cilindrilor cu structură indefinită tip FDI-d, compoziţia chimică a fontei nealiate fiind comună ambelor tipuri de cilindri.

În timpul experimentărilor s-au urmărit în mod special anumite corelaţii între compoziţia chimică, parametrii de turnare şi caracteristicile fizico-mecanice, în scopul obţinerii unei grosimi dorite a stratului de lucru a tăbliei cilindrilor (cca 60 mm).

Analizînd datele şi informaţiile din timpul turnării şi rezultatele studiului asupra cilindrilor în stare prelucrată, s-a putut deduce importanţa pe care o are viteza de turnare a fontelor aliate şi nealiate asupra durităţii şi grosimii crustei de lucru a tăbliei, precum şi asupra posibilităţilor de refolosire a fontei evacuate în vederea reducerii consumului de energie electrică pentru topire şi a necesarului de materiale de aliere. În funcţie de dimensiunile utilajului şi ale reţelei de turnare, timpul de turnare a fontei aliate este de cca 20 s la sfîrşitul acestei perioade, fonta lichidă aflîndu-se cu aproximativ 100 mm deasupra părţii necăptuşite a cochilei.

După o pauză tehnologică de 40—35 s necesară pentru aducerea fontei nealiate, aceasta s-a turnat cu o viteză de cca 1/3 din viteza de turnare a fontei aliate în reprize de cîte 5 s situate la intervale de 25—35 s, timp în care fonta aliată din fusul inferior, din partea centrală a tăbliei și din fusul superior s-a evacuat printr-un orificiu practicat în rama superioară a formei. Întreaga cantitate de fontă evacuată în timpul turnării duplex a putut fi colectată și deversată în cuptorul electric cu inducție în vederea reutilizării.

Conform calculelor bazate în principal pe procesul schimbului de căldură între fonta lichidă și materialul cochilei, s-au obținut practic grosimi variind între 40 și 60 mm pentru zona de lucru a cilindrilor, observîndu-se că între grosimea acesteia și viteza de turnare a fontei există o legătură direct proporțională.

Măsurîndu-se duritatea suprafeței de lucru a tăbliei s-au obținut valori cuprinse între 62 și 70 *HShC* (441—508 *HB*) pentru cilindrii din fontă cu structură indefinită, valorile superioare corespunzînd, în majoritatea cazurilor, vitezelor mari de turnare; informativ, se arată că duritatea fusurilor a avut valori cuprinse între 35 și 46 *HShC* (241—317 *HB*).

Din cercetările efectuate la ICEM pe probe inelare decupate din cilindrii turnați, reiese faptul că viteza de turnare influențează într-o oarecare măsură și gradientul de duritate în zona de lucru, în sensul că valori superioare ale vitezei de turnare determină căderi mai mari de duritate măsurate pe rază; rezultă căderi de duritate caracterizate prin valori cuprinse între 0,8 și 1,0 unități *HB*/mm.

Datorită unei viteze mai mari de răcire, în zona exterioară a stratului de lucru s-a constatat la adîncimi de cca 8 mm o coloană de separări filamentate de grafit, lată de 2—3 mm, aproximativ paralelă cu marginea exterioară, în masa de cementită și perlită separările fiind alcătuite din lamele scurte (cca 1 mm), rotunjite la capete.

O dată cu distanțarea de suprafața exterioară, cantitatea de grafit crește, manifestîndu-se tendința de uniformizare pe adîncimi cuprinse între 15 și 45 mm, după care separările de grafit se măresc ca arie.

Masa metalică de bază este constituită la marginea tăbliei din cementită ledeburitică asociată cu cementită secundară și perlită lamelară foarte fină. Pe măsura îndepărtării de margine crește proporția de perlită, forma acesteia devenind mai grosolană pentru ca, la adîncimi de 20—30 mm, perlita să depășească 50%, restul constînd din separări masive de ledeburită (în formațiuni grobe) asociată cu cementita secundară; s-au constatat și anumite neuniformități ale zonelor în ceea ce privește concentrația.

La distanța de peste 30—40 mm de la marginea tăbliei, structura prezintă aceiași constituenți, observîndu-se tendința continuă a creșterii proporției de perlită al cărei aspect devine grosolan.

Rezultă deci că gradientul durității pe grosimea zonei de lucru a tăbliei este determinat de variația proporțiilor și dimensiunilor constituenților structurali.

În încheiere, trebuie menționat și faptul că turnarea duplex static a cilindrilor prezentați contribuie la diminuarea cheltuielilor de producție cu cca 20%/t/cilindru turnat. Studiile efectuate la ICEM au arătat că această reducere se obține prin refolosirea fontei aliate care se evacuează la sfîrșitul turnării duplex, fonta respectivă fiind supusă doar procesului de reîncălzire și de corectare a compoziției chimice, fapt care duce la scăderea consumului de energie electrică necesară topirii, precum și a cantității de materiale auxiliare destinate alierii.

Ing. I. Dinescu, ing. I. Băcanu,
ing. Florica Olteanu
și ing. Eugenia Bozocea
ICSITPSCM

Cercetări privind îmbunătățirea caracteristicilor fontelor albe înalt aliate cu crom și molibden

CZ : 621.746.01 ;669.131.2

Cercetările în domeniul elaborării materialelor rezistente la uzare abrazivă s-au intensificat pe măsura dezvoltării industriei miniere, a prelucrării minereurilor sărace.

Fontele înalt aliate cu crom și molibden ocupă un loc prioritar în familia materialelor rezistente la uzare abrazivă.

În prezent, se apelează tot mai mult la optimizarea chimico-structurală a fontelor în concordanță cu domeniul de utilizare.

S-au făcut progrese însemnate în ceea ce privește dirijarea procesului de cristalizare a fontelor albe, a condițiilor de germinare și creștere a carburilor și coloniilor eutectice, toate acestea ducînd la realizarea unor performanțe deosebite.

Experimentările efectuate au urmărit îmbunătățirea fiabilității pieselor pentru pompe care vehiculează materiale abrazive (materialul indicat de proiectant fiind fonta albă aliată cu 15 % Cr și 3 % Mo).

În acest context, s-au efectuat cercetări în vederea îmbunătățirii caracteristicilor structurale ale acestei fonte, a tratamentului termic adecvat fără diminuarea rezistenței la uzare abrazivă.

Elaborarea șarjelor necesare experimentărilor de laborator s-au efectuat într-un cuptor de inducție cu capacitatea de 70 kg și frecvența de 2500 Hz. Ca materie primă s-a folosit fontă de înaltă puritate, oțel deșeu, ferocrom și feromolibden. Pentru carburare s-au folosit deșeuri de electrozi de grafit.

După topirea și corectarea compoziției chimice, fonta lichidă a fost supraîncălzită la 1 500 °C și menținută la această temperatură cca zece minute.

Înainte de turnare, fonta lichidă a fost inoculată cu 0,5 % modificator de tip FeSiMgCe (9 % Mg și 0,6 % Ce). Modificatorul a fost introdus la fundul unei oale de turnare obișnuită și acoperit cu nisip peliculizat, pentru ca reacția fontă lichidă — modificator să aibă loc în prezența întregii cantități de fontă lichidă.

Temperatura fontei înainte de modificare a fost de 1 450—1 470°C.

Din fiecare șarjă elaborată s-au turnat probe pentru analiza transformărilor structurale la încălzire și probe pentru determinarea compoziției chimice. Formele de turnare au fost realizate din nisip peliculizat. De asemenea, au fost înregistrate curbele de răcire pentru determinarea temperaturii lichidus și de solidificare a șarjelor elaborate (tab. 1).

Tabelul 1

Compoziția chimică a șarjelor elaborate

Numărul șarjei	Compoziția chimică %,							Raportul
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Cr/C
1	3,30	0,43	0,38	0,032	0,012	15,9	3,17	4,83
2	2,95	0,66	0,37	0,033	0,018	15,0	2,90	5,08
3	2,40	0,80	0,36	0,038	0,016	15,8	2,50	6,58

Procentul de carbon a fost astfel ales încît la procentele admisibile de crom și molibden să se obțină în stare brut turnată o structură alcătuită din carburi eutectice fine, dispersate uniform în masa metalică. Astfel, cele trei compoziții chimice au permis obținerea unor structuri metalografice diferite, în care sînt prezente toate tipurile de carburi care caracterizează aceste fonte.

Analiza metalografică a șarjei 1 a pus în evidență o structură formată din carburi primare hexagonale cu dimensiuni mari, carburi eutectice repartizate la limitele grăunților de austenită și carburi de molibden de tip MO_2C.

Deci, aceasta este o fontă hipereutectică, fapt confirmat și de alura curbei de răcire, temperatura lichidus fiind situată la valori de 1 248°C, iar cea eutectică la 1 214°C.

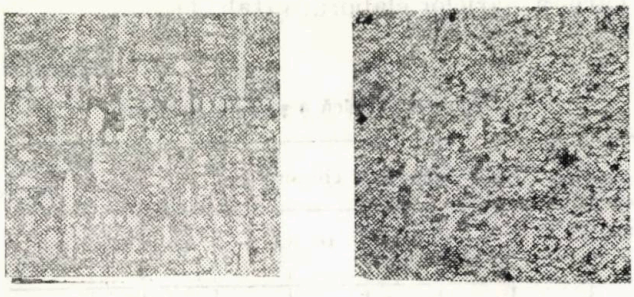
Fiind cunoscută influența negativă a carburilor primare de dimensiuni mari asupra rezistenței la uzare, pentru eliminarèa lor, la șarjele 2 și 3, s-a micșorat procentul de carbon, la același conținut de crom.

Analiza metalografică, precum și alura curbelor de răcire au pus în evidență faptul că ambele fonte sînt de tip eutectic avînd temperatura eutectică situată la valori de 1210°C, carburile eutectice avînd o repartiție interdentritică în masa metalică austenitică.

Tratamentul de modificare nu a influenţat structura fontei hipereutectice (şarja 1), în schimb, la fontele eutectice (şarjele 2 şi 3) s-a constatat o modificare puternică a dimensiunilor şi a modului de repartiţie a carburilor.

În figura 1 se prezintă aspectul microstructural al şarjei 2 în stare brut turnată (fig. 1, *a*) şi după modificare (fig. 1, *b*), de unde se pot observa schimbările structurale survenite în urma modificării cu 0,5 % FeSiMgCe.

În vederea obţinerii unor date mai concrete în privinţa cantităţii şi dimensiunilor carburilor obţinute, în funcţie de compoziţia chimică a fontei şi de modificarea efectuată, s-au realizat



a *b*

Fig. 1. Microstructura şarjei 2 : *a* — brut turnat ; *b* — modificată cu 0,5% FeSiMg ; atac : Vilella ; 100 : 1

determinări cu ajutorul unui aparat cu numărare liniară de tip Epiquant.

În tabelul 2 se prezintă comparativ datele determinate cu cele calculate în funcţie de compoziţia chimică şi starea fontelor.

Calculul proporţiei de carburi s-a efectuat cu ajutorul relaţiei 1 :

$$\% \text{ carburi} = 12{,}33\ (\%\,C) + 0{,}55\,\%\,Cr - 15{,}2 \quad (1)$$

Din datele prezentate rezultă că proporţia cea mai mare de carburi în structură s-a obţinut în cazul şarjei 1 (47,055 %), în schimb numărul de carburi pe unitatea de suprafaţă a fost scăzut (2 798).

Încălzirea probelor provenite din şarja 1 la temperaturi de 950—1 100°C nu a dus la schimbarea aspectului carburilor eutectice şi primare apărute în starea iniţială.

Apariţia punctelor de culoare închisă în austenită pune în evidenţă destabilizarea acesteia.

Răcirea probei la 700°C, urmată de-o menţinere la această temperatură de 20 minute, a dus la creşterea precipitării carburilor secundare globulare în masa metalică.

Ordinul de mărire al aparatului nu a permis stabilirea exactă a componentei masei metalice.

După menţinerea probelor la 700°C acestea au fost răcite lent pînă la 100°C, după care în incinta microscopului a fost permisă pătrunderea aerului.

Tabelul 2

Cantitatea de carburi obţinută pe unitatea de suprafaţă

Numărul şarjei	Starea	Cantitatea de carburi, %		Diferenţa, %	Numărul de carburi pe mm²	Proporţia de carburi cu dimensiunile sub 8 μm,%
		determinată	calculată			
1	Nemodificată	47,055	33,5	13,5	2798	87,3
2	Modificată	31,75	28,7	3,05	4132	84,5
3	Modificată	33,15	—	—	4881	90,5

Repregătirea probelor şi examinarea metalografică au pus în evidenţă faptul că ciclul de încălzire-menţinere-răcire ales a influenţat în special masa metalică, ducînd la apariţia perlitei în structură (fig. 3).

Microduritatea austenitei nu a fost influenţată de ciclul termic ales, ea rămînînd la valori medii de 541 $HV_{0,05}$, zonele perlitice apărute avînd o microduritate de 429—465 $HV_{0,05}$.

În figura 4 se poate observa aspectul metalografic al şarjei 2 modificate, după efectuarea celui de-al doilea ciclu termic (fig. 2, *b*).

Ca şi în cazul anterior, nici de această dată nu s-au constatat schimbări esenţiale în structura fontei. Structura obţinută constă din carburi eutectice pe un fond perlitic. Se remarcă gradul ridicat de fineţe al perlitei, carburile precipitate avînd dimensiuni extrem de mici sub formă globulară.

După terminarea ciclului de recoacere proba a fost repregătită pentru simularea tratamentului termic de călire. Din imaginea metalografică prezentată în figura 4, *b* se observă o structură formată din carburi eutectice şi secundare.

Modificarea fontei a avut ca efect atît creşterea proporţiei de carburi în structură, de la 31,75 % la 33,15 %, cît şi a numărului lor pe unitatea de suprafaţă, de la 4 132 la 4 881.

Avînd în vedere importanţa deosebită a dimensiunilor carburilor cu privire la rezistenţa la uzare, s-a calculat proporţia de carburi cu dimensiuni sub 3 μm din totalul de carburi.

Aceste calcule au pus în evidenţă faptul că la şarja 1, din cantitatea totală de carburi din structură, 87,3 % au dimensiunile sub 8 μm, rezultatele fiind similare cu cele obţinute la şarja 2 (84,5 %).

Prin modificarea fontei s-a realizat o creştere a proporţiei de carburi în structuri (cu dimensiuni sub 8 μm) de la 84,5 la 90,5 %,

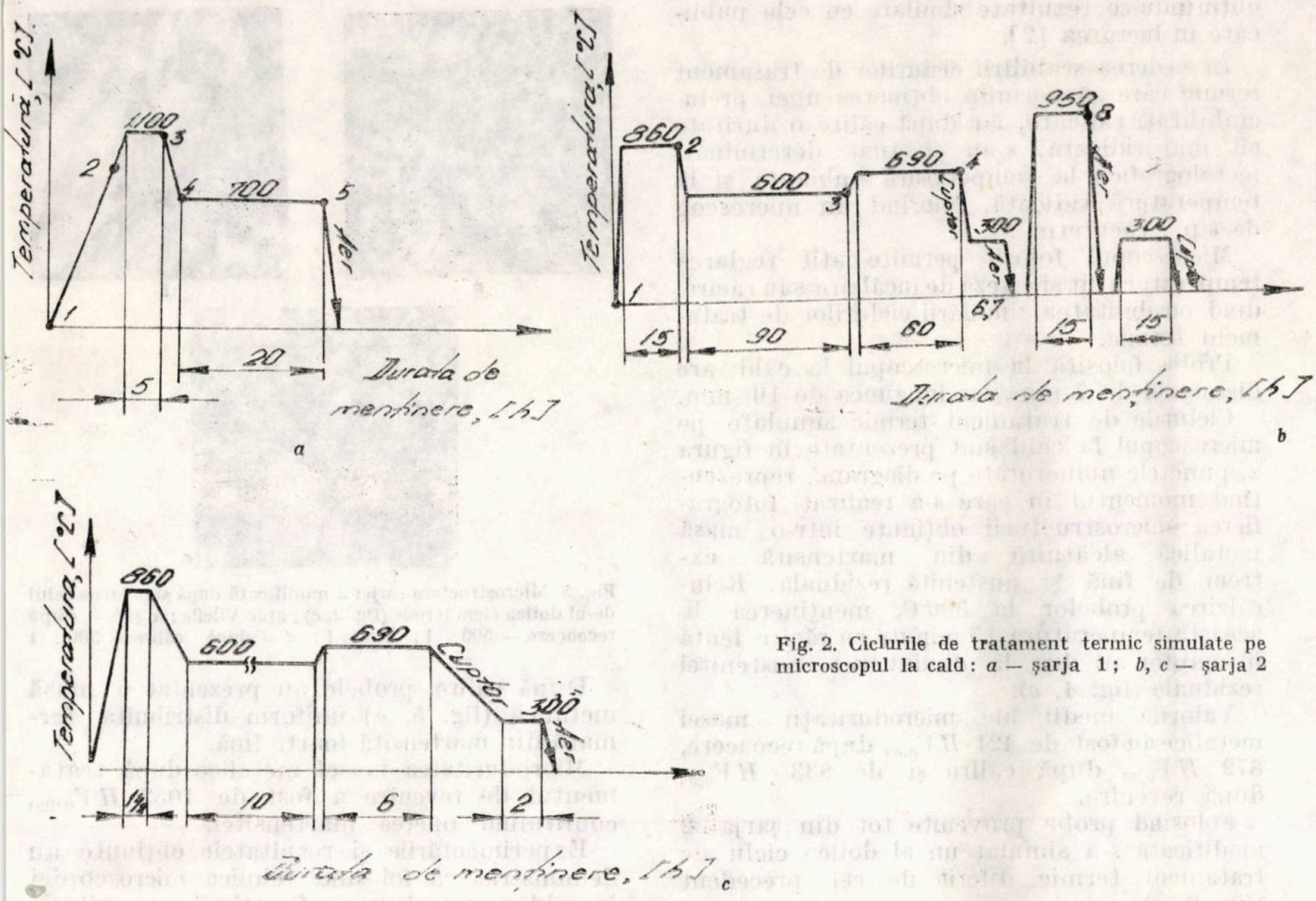


Fig. 2. Ciclurile de tratament termic simulate pe microscopul la cald : *a* — șarja 1 ; *b*, *c* — șarja 2

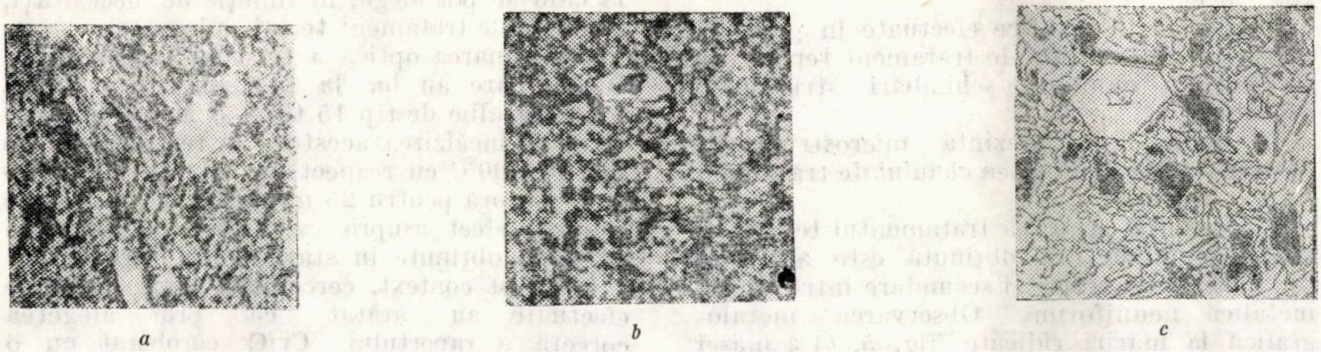


Fig. 3. Microstructura șarjei 1 în timpul (*a*, *b* ; 350 : 1) și după *c*—500 : 1) ciclul termic; atac Vilella

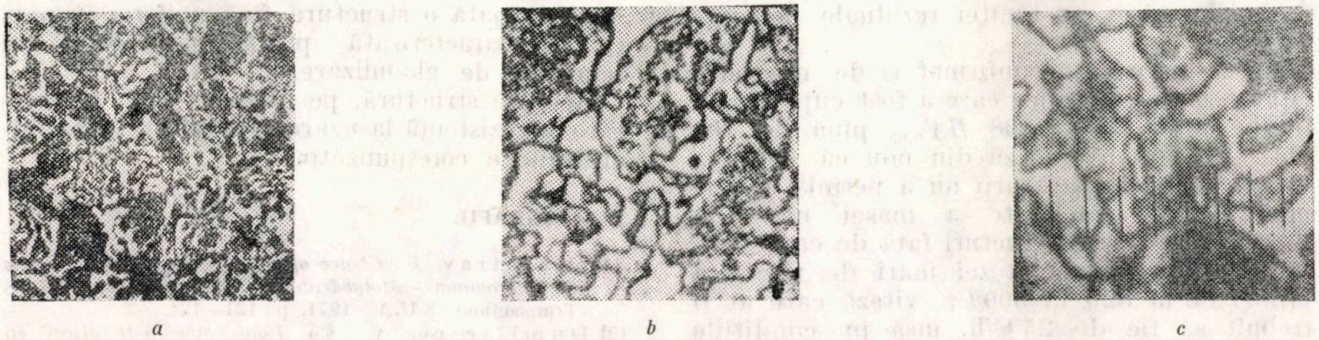


Fig. 4. Microstructura șarjei 2 modificată după simularea tratamentului termic de recoacere, călire și revenire (fig. 2, *b*) ; atac Vilella ; *a* — 500 : 1 ; *b*, *c* — 2000 : 1

obținîndu-se rezultate similare cu cele publicate în lucrarea [2].

În vederea stabilirii ciclurilor de tratament termic care să permită obținerea unei prelucrabilități ridicate, iar după călire o duritate cît mai ridicată, s-au efectuat determinări metalografice la temperatura ambiantă și la temperatură ridicată, folosind un microscop de tip „Vacuterm 2".

Microscopul folosit permite atît reglarea temperaturii cît și viteza de încălzire sau răcire, dînd posibilitatea simulării ciclurilor de tratament termic.

Proba folosită la microscopul la cald are diametrul de 7 mm, iar lungimea de 10 mm.

Ciclurile de tratament termic simulate pe microscopul la cald sînt prezentate în figura 2, punctele numerotate pe diagramă reprezentînd momentul în care s-a realizat fotografierea microstructurii obținute într-o masă metalică alcătuită din martensită extrem de fină și austenită reziduală. Reîncălzirea probelor la 300°C, menținerea la această temperatură 15 minute cu răcire lentă în cuptor au dus la diminuarea austenitei reziduale (fig. 4, *c*).

Valorile medii ale microdurității masei metalice au fost de 421 $HV_{0,05}$ după recoacere, 872 $HV_{0,05}$ după călire și de 833 $HV_{0,05}$ după revenire.

Folosind probe provenite tot din șarja 2 modificată s-a simulat un al doilea ciclu de tratament termic diferit de cel precedent (fig. 2, *c*).

Clișeele metalografice efectuate în punctele marcate pe diagrama de tratament termic nu au pus în evidență schimbări structurale deosebite.

În figura 5 se prezintă microstructurile obținute după efectuarea ciclului de tratament termic adoptat.

Se constată că, după tratamentul termic de recoacere, structura obținută este alcătuită din carburi eutectice și secundare într-o masă metalică neuniformă. Observarea metalografică la măriri ridicate (fig. 5, *b*) a masei metalice a scos în evidență că aceasta este alcătuită din perlită situată în vecinătatea carburilor și a austenitei reziduale netransformate.

Acest lucru este confirmat și de microduritatea masei metalice care a fost cuprinsă în limite largi, de la 468 $HV_{0,05}$ pînă la 705 $HV_{0,05}$. Se menționează din nou că puterea de rezoluție a aparaturii nu a permis determinarea cu exactitate a masei metalice.

Apariția acestei structuri față de cea scontată se datorează vitezei mari de răcire a probei de la 820 la 590°C, viteză care ar fi trebuit să fie de 25°C/h, însă în condițiile microscopului la cald acest lucru este imposibil de realizat.

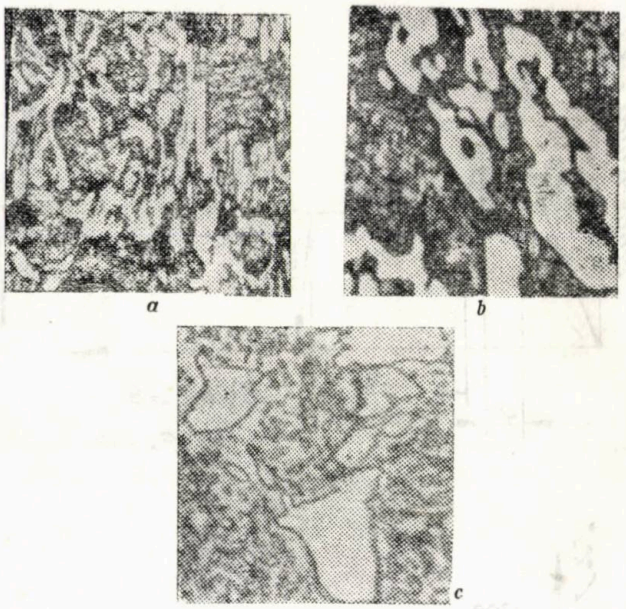


Fig. 5. Microstructura șarjei 2 modificată după simularea celui de-al doilea ciclu termic (fig. 2, *c*); atac Vilella; *a* și *b* — după recoacere — 500 : 1; 2000 : 1; *c* — după călire — 500 : 1

După călire, probele au prezentat o masă metalică (fig. 5, *a*) uniform distribuită formată din martensită foarte fină.

Microduritatea masei metalice după tratamentul de revenire a fost de 1052 $HV_{0,05}$, confirmînd finețea martensitei.

Experimentările și rezultatele obținute au demonstrat că folosind tehnica microscopiei la cald se pot alege, în funcție de necesități, ciclurile de tratament termic adecvate.

Examinarea optică a transformărilor structurale care au loc la încălzirea și răcirea fontelor albe de tip 15 Cr — 3 Mo a demonstrat că încălzirea acestora la temperaturi de 860—1 100°C cu respectarea duratei de menținere o oră pentru 25 mm grosime de perete nu are efect asupra carburilor eutectice și primare obținute în starea brut turnată.

În acest context, cercetările experimentale efectuate au arătat că prin alegerea corectă a raportului Cr/C coroborat cu o modificare adecvată cu modificator din clasa FeSiMg cu/sau fără Ce se obține în stare brut turnată o structură fină uniform repartizată, caracterizată printr-un eutectic cu tendință de globulizare.

Această structură, pe lîngă o bună tenacitate și rezistență la uzare, asigură și o prelucrabilitate corespunzătoare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Maratray, F., *Choice of Appropriate. Compositions for Chromium — Molybdenum White Iron.* In: AFS Transactions, S.U.A., 1971, p. 121—124.

[2] Dumitrescu, C. ș.a. *Fonte albe inalt aliate cu compoziție chimică economică destinate execuției corpurilor de măcinare.* A X-a Conferință națională de turnătorie, Reșița, 28—29 mai, 1987.

Dr. ing. I. Mitelea şi dr. ing. L. Miloş
I. P. „Traian Vuia" Timişoara

Caracteristicile structurale şi mecanice ale îmbinărilor sudate din oţeluri placate cu aliaje de nichel

CZ : 669.14 ; 669.245—154

Introducere

Aliajele cu bază de nichel de tipul monel şi incaloy posedă bune caracteristici anticorosive şi de refractaritate fiind utilizate ca placaje ale bimetalelor în structuri sudate pentru industria chimică, petrochimică şi energetică.

Particularităţile sudării acestor aliaje sînt determinate de următorii factori :

— solubilitatea pronunţată a gazelor în metalul topit avînd drept consecinţă formarea porilor ; ca măsură de precauţie se recomandă o bună protecţie a zonei de sudare, o curăţire avansată a rostului de sudare şi introducerea unor dezoxidanţi în metalul de adaos (Mn ⩽ 1% ; Ti ⩽ 1%) ;

— tendinţa accentuată spre fisurare la cald atunci cînd conţinutul în S al băii metalice depăşeşte 0,020% ; acesta formează compusul Ni_3S_2 care împreună cu Ni dă naştere unui eutectic care se plasează intergranular ; fenomenul de fisurare la cald se poate declanşa şi atunci cînd baia metalică conţine Al, B, Pb, P în concentraţii mai mari de 0,1% ;

— sensibilitatea ridicată la supraîncălzire, cu efecte negative asupra caracteristicilor mecanice ale îmbinării ; pentru evitarea acestui neajuns se recurge la reducerea energiei liniare de sudare şi uneori la prezenţa unor modificatori (Ti, Mo, Cs, Al) în baia metalică.

De obicei, oţelurile placate cu aliaje pe bază de nichel se sudează prin procedeele W.I.G. şi M.I.G. în curent continuu, folosind metale de adaos cu compoziţie chimică cît mai apropiată de metalul de bază şi gaze protectoare de puritate ridicată.

Metoda de cercetare

Conducerea lucrărilor experimentale a fost făcută pe îmbinări sudate cap la cap în condiţiile accesului în execuţie din ambele părţi şi respectiv doar dinspre partea suportului (fig. 1).

Au fost utilizate următoarele două bimetale : B1 — suportul TT St B36 (g = 14 mm) ; placajul din monel W2.4360 (g = 3 mm) ; B2 — suportul 10CrMo10 (g = 14 mm), iar placajul din incaloy 800 (g = 3 mm). Pentru a se evita contaminarea sudurii placajului cu elemente chimice care provin din îmbinarea suportului este nevoie de depunerea unor straturi tampon între sudura placajului şi a suportului. Pentru sudarea suportului s-a folosit procedeul de sudare cu electrozi înveliţi, iar la sudarea stratului tampon şi a placajului s-a utilizat procedeul W.I.G.

În tabelul 1 se prezintă materialele de adaos folosite şi compoziţia chimică a metalului depus.

Se remarcă faptul că materialul de adaos pentru stratul tampon are un conţinut ridicat în nichel pentru frînarea difuziei celorlalte elemente la nivelul zonei de trecere suport-tampon.

Gazul protector folosit a fost un amestec de 95% argon + 5% hidrogen, acesta din urmă permiţînd scoaterea din baie a oxigenului şi a oxidului de carbon.

S-au realizat probe sudate, parametrii tehnologici optimi (tabelul 2) fiind determinaţi experimental. Identificarea probelor sudate s-a făcut prin simbolurile V_M, X_M şi U_M pentru

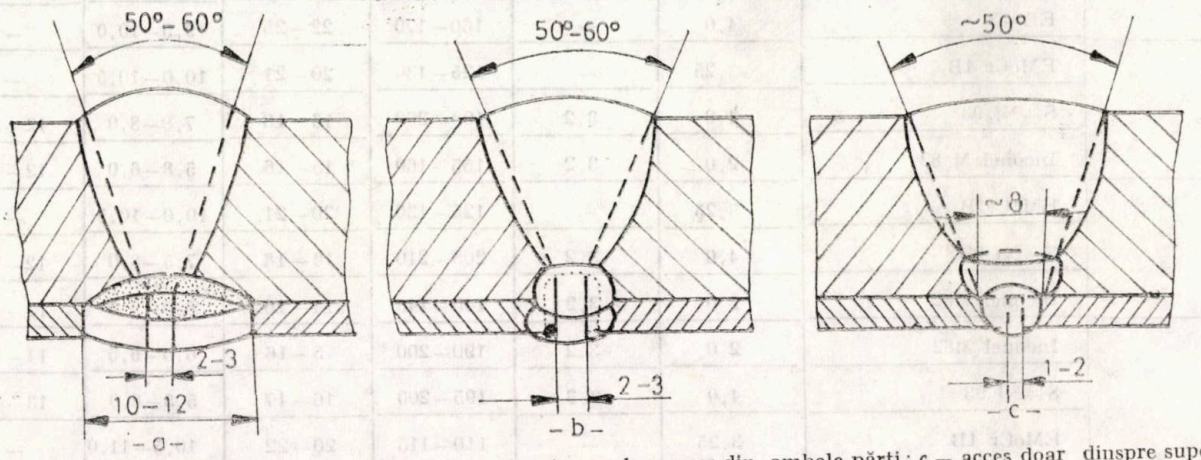


Fig. 1. Tipuri de îmbinări sudate ale oţelurilor placate : *a*, *b* — acces din ambele părţi ; *c* — acces doar dinspre suport

Tabelul 1

Materialele de adaos şi compoziţia chimică a metalului depus

Bimetalul	Zona de îmbinare	Materialul de adaos	Compoziţia chimică, %											
			C	Si	Mn	S	P	Ni	Fe	Cr	Mo	Ti	Cu	Co
B_1 (monel)	Suport	EB–3 STAS 1125/3-76	0,05–0,1	0,25–0,40	0'9–1,3	0,03	0,03	1,1–1,4	rest	–	–	–	–	–
	Strat tampon	SNi 93	0,15	0,75	0,5	0,01	–	93	5	–	–	–	0,5	–
	Placaj	SNi–Cu	max. 0,3	max. 0,75	max. 2,25	–	–	63–70	max. 2,5	–	–	–	rest	–
B_2 (incaloy)	Suport	EMoCr 1B STAS 1125/4-76	0,12	0,15–0,50	0,4–0,9	0,03	0,03	–	rest	0,7–1,2	0,4–0,7	–	–	–
	Strat tampon	SNi 93	0,15	0,75	0,5	0,01	–	93	5	–	–	–	0,5	–
	Placaj	Inconel M82	0,02–0,03	0,10–0,20	3,0–3,2	0,005	0,007	70–72	–	20–22	0,01	0,04	0,01	0,01

Tabelul 2

Regimurile optime de sudare

Proba sudată	Materialul de adaos	Parametrii de sudare					
		d_e	d_{ew}	I_s, A	U_a, V	v_s, m/4	D_g, 1/min
		mm					
V_M	EB–3	4,0	–	160–170	22–25	11,5–12,0	–
	S–Ni 93	4,0	3,0	150–160	16–18	7,0–7,5	8–9
	S–NiCu	3,0	3,0	145–150	15–16	8,5–9,0	8–9
X_M	EB–3	3,25	–	120–130	20–22	11,5–12,0	–
		4,0	–	170–180	22–25	10,5–11,0	–
	S–Ni 93	4,0	3,0	150–160	16–18	7,0–7,5	8–9
	S–NiCu	3,0	3,0	145–150	15–16	8,5–9,0	8–9
U_M	S–NiCu	3,0	3,0	145–150	15–16	8,5–9,0	8–9
	S–Ni 93	4,0	4,0	200–220	18–19	6,0–6,5	10–11
	EB–3	4,0	–	160–170	22–25	9,5–10,0	–
v_I	EMoCr 1B	3,25	–	125–130	20–21	10,0–10,5	–
	S–Ni 93	4,0	3,2	190–200	16–18	7,8–8,0	12–14
	Inconel M 82	2,0	3,2	155–160	15–16	5,8–6,0	12–14
X_I	EMoCr1B	3,25	–	125–130	20–21	10,0–10,5	–
	S–Ni 93	4,0	3,2	200–210	16–18	7,5–8,0	12–14
	Inconel M82	2,0	3,2	140–145	14–16	6,0–6,5	12–14
U_I	Inconel M82	2,0	3,2	190–200	15–16	6,0–6,5	14–15
	S–Ni 93	4,0	3,2	195–200	16–17	5,5–6,0	13–15
	EMoCr 1B	3,25	–	110–115	20–22	10,5–11,0	–

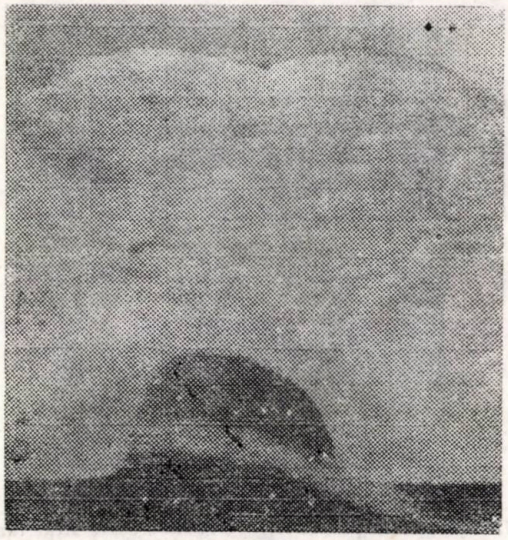
placajul cu monel, respectiv V_I, X_I și U_I pentru placajul cu incoloy, corespunzător rosturilor din figura 1.

Pentru aprecierea calității îmbinărilor sudate s-au efectuat investigații metalografice, examinări sclerometrice și încercări de îndoire la rece.

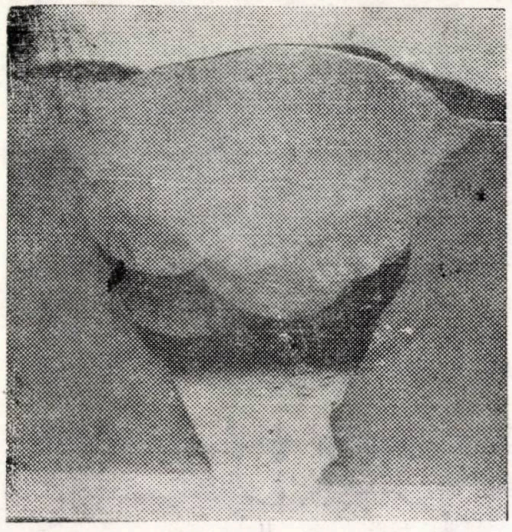
Investigații metalografice

Cercetarea macrostructurii îmbinărilor sudate (fig. 2) a pus în evidență lipsa defectelor de tipul porozităților, fisurilor, incluziunilor etc., precum și o bună diluție a metalului depus cu cel de bază.

Analiza microstructurală a fost localizată în principal în zonele de trecere a stratului tampon cu sudura placajului și a suportului, evidențiind faptul că îmbinările realizate au o calitate corespunzătoare, straturile difuzionale fiind practic absente.



a



b

Fig. 2. Imaginile macrostructurale ale îmbinărilor sudate (*a*, *b*)

În figurile 3—8 se exemplifică cîteva microstructuri specifice diverselor zone ale îmbinărilor realizate în condițiile tehnologice precizate anterior.

Fig. 3. Micrografia probei V , zonă de trecere strat tampon-sudură-suport ; × 500

Astfel, figura 4 caracterizează microstructura zonei de trecre strat tampon-sudură-suport, reliefînd caracterul dendritic al ambelor aliaje, lipsa microfisurilor și a altor defecte de continuitate metalică.

La proba prelevată dintr-o îmbinare de tipul U_M, zona de trecere a stratului tampon cu sudura placajului (fig. 4) prezintă o structură alcătuită dintr-o soluție solidă cu bază de Ni caracteristică stratului tampon și o formă poliedrică cu macle de recoacere a soluției solide care constituie metalul monel.

La aceeași probă, zona de trecere strat tampon-sudură-suport relevă o structură dendritică de turnare pentru sudura suportului, grăunții cristalini fiind orientați în direcția gradientului termic (fig. 5).

În figurile 6 și 7 sînt redate microstructurile zonei de trecere strat tampon-sudură-placaj, respectiv strat tampon-sudură-suport la o probă prelevată dintr-o îmbinare sudată de tipul X_I.

Se remarcă o delimitare clară a celor două aliaje, lipsa defectelor de natură microscopică, fapt care atestă că metalul de adaos pentru stratul tampon a fost judicios ales.

În sfîrșit, la o probă prelevată dintr-o îmbinare de tipul U_I, zona de trecere strat tampon-sudură-suport reliefează caracterul dendritic al sudurii suportului și inexistența fenomenelor de difuzie sau a defectelor microscopice.

Examinări sclerometrice

Măsurătorile de duritate Vickers au fost efectuate pe secțiunea transversală a unui număr de zece epruvete (după direcții caracteristice) (fig. 9).

Fig. 4. Micrografia probei U_M, zonă de trecere strat tampon-sudură-placaj ; × 500

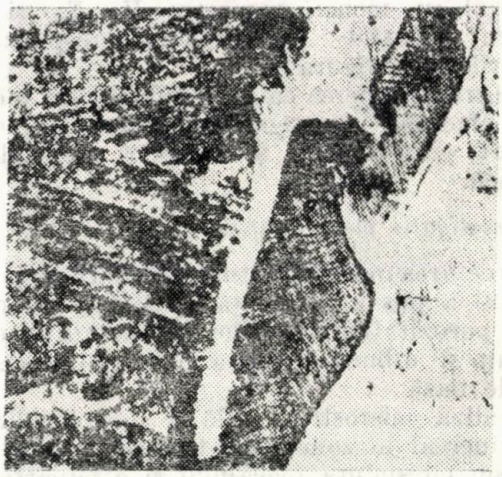


Fig. 5. Micrografia probei U_M, zonă de trecere strat tampon-sudură-suport ; × 500

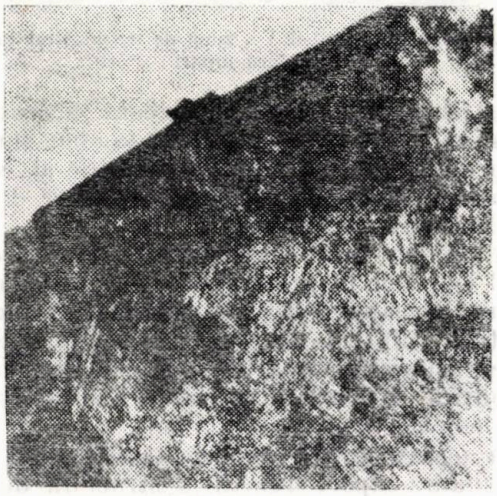


Fig. 6. Micrografia probei X , zonă de trecere strat tampon-sudură-placaj ; × 500

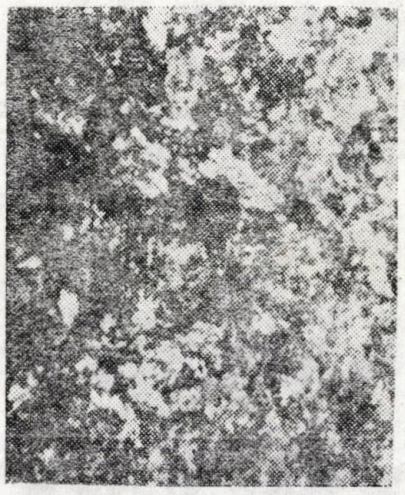


Fig. 7. Micrografia probei X_I, zonă de trecere strat tampon-sudură-suport ; × 500

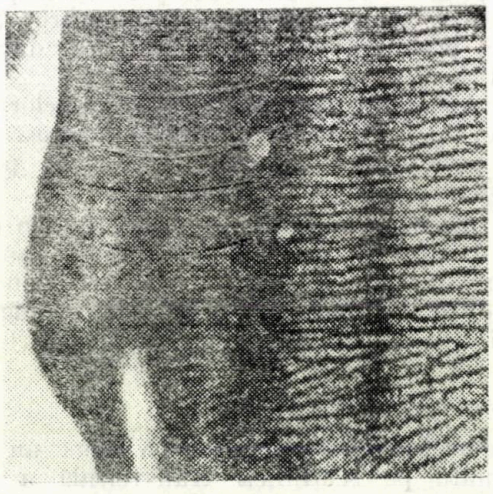


Fig. 8. Micrografia probei U_I, zonă de trecere strat tampon-sudură-suport ; × 500

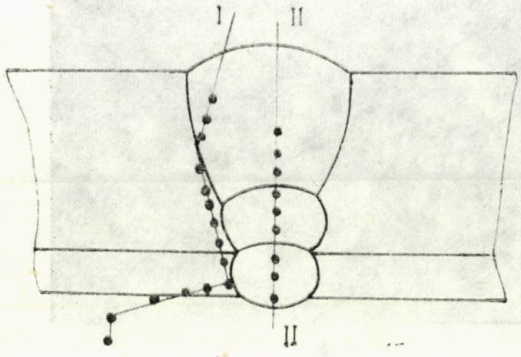


Fig. 9. Direcțiile de amplasare a amprentelor de duritate

Tabelul 3

Valorile statistice ale examinărilor sclerometrice

Proba sudată	Mărimile statistice										
	$\bar{X}$	h	h_x	$\dot{X}$	X_{min}	X_{max}	S	b_n	Z	LL	LU
V_{M1}	174,4	0,045	1,54	33,41	139,9	208,8	16,55	0,955	1,74	167,4	181,3
X_M	164,9	0,019	1,54	77,99	186,9	242,9	37,49	0,955	1,74	149,1	180,7
U_M	171,0	0,059	1,54	26,04	144,9	197,0	12,52	0,955	1,74	165,7	176,3
V_{M2}	154,2	0,045	1,51	33,48	120,7	187,7	16,52	0,949	1,75	146,7	161,7
V_I	197,6	0,033	1,51	46,16	151,4	243,7	22,77	0,949	1,75	187,3	207,9
X_I	229,6	0,018	1,54	85,58	144,0	315,2	41,15	0,955	1,74	212,2	246,9
U_{I1}	251,9	0,011	1,54	34,93	116,9	386,2	64,87	0,955	1,74	224,5	279,3
U_{I2}	182,0	0,707	1,32	1,87	180,1	183,9	1,10	0,903	1,86	181,3	182,7

Verificarea normalității măsurătorilor experimentale s-a testat cu ajutorul criteriului Chauvenet și rezultatele prelucrărilor statistice sînt centralizate în tabelul 3. Din analiza acestora se remarcă o ușoară creștere a durității zonei influențate termic în metalul suport și valori scăzute ale acesteia în zona stratului tampon și a îmbinării placajului. Valorile de duritate obținute demonstrează că îmbinările realizate posedă bune caracteristici de ductilitate și tenacitate.

Încercări de îndoire la rece

Îndoirea statică a fost realizată conform prescripțiilor DIN 50121—78, folosind un dorn cu diametrul d = 25 mm, distanța dintre bacuri fiind L = 3.d. Din figura 10 se remarcă faptul că toate epruvetele încercate au permis unghiuri maxime de îndoire (180°) fără apariția fisurilor.

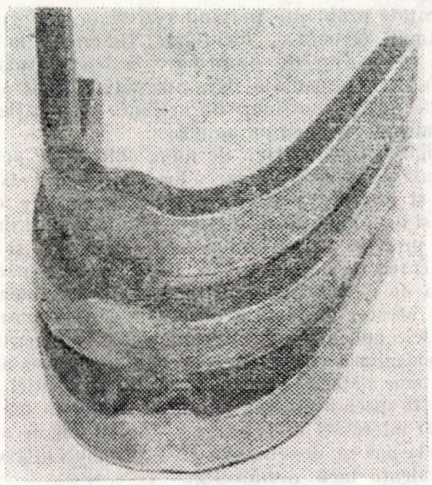


Fig. 10. Imaginea macroscopică a epruvetelor îndoite la rece

Se poate deci afirma că îmbinările sudate în condițiile tehnologice precizate posedă o mare rezervă de plasticitate.

Concluzii

Tehnologia de sudare adoptată evită impurificarea placajului cu componente ale suportului permițînd realizarea unor îmbinări de calitate.

Investigațiile macro- și microstructurale au evidențiat inexistența defectelor de continuitate metalică, a fenomenelor de difuzie și a unor constituenți structurali fragilizanți.

Rezultatele examinărilor sclerometrice și ale încercărilor de îndoire la rece au demonstrat că îmbinările realizate posedă o mare rezervă de plasticitate și o rezistență ridicată față de ruperea fragilă.

BIBLIOGRAFIE

[1] Fischer, S.M. și alții: *Integritatea structurală a placărilor cu aliaje din Cu-Ni pe oțel prin procedeul de sudare manuală cu electrozi înveliți.* În: Welding Journal, Anglia, vol. 62, nr. 3, 1983.

[2] Gerbeaux, H.: *Dispozitions recommandses d'assemblages soudés à l'arc pour construction d'appareils en acier plaqué.* În: Soudaje et techniques connexes, Franța, nr. 9/10, 1969.

[3] Mitelea, I., Budău, V.: *Studiul metalelor-îndreptar tehnic.* Cluj-Napoca, Ed. Facla, 1987.

[4] Jäniche, W., ș. a.: Werkstoffkunde Stahl, Band 1: Grundlagen. Springer Verlag Berlin, Heidelberg, New York, Tokyo, Verlag Stahlensein m.b.H.Düsseldorf 1984.

[5] * * * *Sudarea oțelurilor placate. Metale de adaos și concepția îmbinărilor.* În: Welding Journal, Anglia, vol. 62, nr. 3, 1983.

RECENZIE

Prof. dr. doc. ing. Suzana Gâdea, prof. dr. ing. Maria Petrescu, prof. dr. ing. N. Petrescu Aliaje amorfe solidificate ultrarapid — Sticle metalice (vol. I), Editura Ştiinţifică şi Enciclopedică, Bucureşti, 1988, 310 pag.

Apărută în contextul preocupărilor de realizare a unor noi materiale metalice, lucrarea se constituie în prima monografie în limba română privind o nouă categorie de astfel de materiale şi anume aliajele solidificate ultrarapid, cu viteze de răcire de ordinul milioanelor de grade pe secundă. Structurată pe două volume, lucrarea tratează *sticlele metalice* în prima parte, iar în cea de a doua parte *aliajele cu structuri metastabile micro- şi nanocristaline*, obţinute prin aceeaşi tehnică de solidificare ultrarapidă.

Sticlele metalice, aliaje amorfe rezultate în această stare ca urmare a solidificării în condiţii speciale, sînt cunoscute de puţin timp, primul material de acest gen apărînd în anul 1959. Tehnologiile de solidificare ultrarapidă au realizat progrese remarcabile într-o perioadă scurtă de timp, astfel încît astăzi, se realizează produse de cele mai diverse compoziţii chimice, forme şi mărimi, pentru metalurgie, electrotehnică, electronică, automatică, chimie etc.

Contribuţii importante în elucidarea problematicii complexe privind aceste noi materiale, realizate în condiţii cu totul noi, complet diferite de tehnologiile convenţionale, au adus autorii acestei lucrări, ale căror preocupări în acest domeniu depăşesc două decenii. Lucrările publicate din anul 1968 referitoare la difuzia unor elemente în diferite sisteme şi viscozitatea topiturilor metalice, prezenţă constantă la sesiunile ştiinţifice ale Academiei R.S.R., precum şi la diverse congrese internaţionale care abordează această tematică conferă autorilor un loc important în conceptul realizatorilor noilor materiale metalice cu proprietăţi de excepţie. O remarcă specială se cuvine să fie făcută referitor la preocupările autorilor pentru aplicarea rapidă în practică a rezultatelor obţinute în laborator, pentru valorificarea în condiţii industriale a materialelor metalice amorfe şi în acest domeniu, înregistrîndu-se o serie de priorităţi.

Primul volum al acestei lucrări, recent apărute, abordează sticlele metalice, fiind structurat pe şapte părţi, fiecare fiind constituită din mai multe capitole.

Prima parte prezintă sticlele metalice ca pe o nouă categorie de materiale tehnice, efectuînd, de fapt, o introducere în problematica specifică a acestor noi materiale, o serie de probleme fiind apoi reluate şi dezvoltate în alte capitole ale lucrării.

Abordînd proprietăţile sticlelor metalice, sînt urmărite cele mecanice (rezistenţa la rupere, limita de curgere, plasticitatea şi fluajul, rezistenţa la oboseală), magnetice, electrice, densitatea şi proprietăţile termice, rezistenţa chimică. Caracteristicile neobişnuite ale acestor noi materiale, succint trecute în revistă, susţin prezentarea în continuare a principalelor domenii de utilizare, actuale şi potenţiale ale sticlelor metalice. Se remarcă, în acest sens, utilizarea lor ca materiale magnetice moi (cele din sistemele Fe—Si—B, Ni—Fe—P—B), ca materiale rezistente chimic şi catalizatori (cele cu conţinut de Cr şi P), materiale de mare rezistenţă mecanică (rezistenţe de ordinul a 4,5 GPa).

Partea a doua a lucrării abordează termodinamica formării sticlelor metalice sub diferite aspecte, pornind de la analiza aliajelor care formează astfel de materiale, considerîndu-se ca cea mai importantă problemă teoretică şi practică aceea de a prezice în care sisteme de aliaje şi în ce intervale de compoziţie va avea loc suprimarea cristalizării, în condiţii date de răcire. Luînd în considerare numai sticlele metalice obţinute dintr-o topitură (nu şi cele realizate prin depuneri de vapori, electroliză etc.), lucrarea efectuează o sistematizare a acestor materiale care prezintă o mare diversitate, obţinînd trei grupe: sistemul metal de tranziţie—metaloid; sticle metalice intertranziţionale; sticle metalice pe bază de metale simple.

Urmărind tendinţa de formare a sticlelor metalice, se face o caracterizare generală a sistemelor din care se pot obţine aceste materiale, prezentîndu-se o serie de factori care intervin în acest proces: temperatura, factorul geometric, factorul electronic, electrochimic etc.

Structura sticlelor metalice constituie tematica celei de *a treia părţi* a lucrării. Pornind de la ideea că sticlele metalice sînt aliaje amorfe doar în sensul că nu posedă o structură cristalină cu ordine la lungă distanţă, sînt prezentate unele modele structurale ale materialelor amorfe. Se propune un studiu al structurii sticlelor metalice prin interpretarea imaginilor de difracţie şi corelarea datelor de difracţie cu modelele structurale prezentate.

Se ajunge la concluzia că există o relaţie între ordinea chimică la scurtă distanţă în lichidele iniţiale şi sticlele metalice.

O serie de probleme privind cinetica formării sticlelor metalice sînt prezentate în cea de *a IV-a parte a lucrării*.

Se porneşte de la analiza procesului de transformare a lichidelor în sticle metalice, subliniindu-se factorii care influenţează temperatura de tranziţie vitroasă, precum şi viteza critică de răcire pentru realizarea acestei tranziţii.

Cu o mare dezvoltare în cadrul lucrării, *partea a V-a* prezintă stadiul actual al metodelor de obţinere a sticlelor metalice, în baza unei clasificări efectuate de către autori.

Sînt abordate mai multe procedee discontinue de călire din stare lichidă, precum cel al undei de şoc, centrifugarea, forjarea din stare lichidă, metoda catapultei de torsiune. În categoria procedeelor continue, sînt incluse: tragerea firelor din topitură, extruziunea în stare lichidă cu solidificarea jetului metalic liber şi pe bloc de răcire, extracţia din topitură a firelor şi benzilor. Benzile de sticlă metalică sînt produse practic prin două metode de solidificare: pe disc de răcire în rotaţie (metoda jetului) şi prin cea de extracţie din topituri. Prin aceste produse sînt analizate cauzele neuniformităţilor dimensionale, puse de autori sub influenţa variaţiilor coeficientului de transfer termic, a vibraţiilor topiturii etc.

Fenomenele care apar la încălzirea sticlelor metalice, legate de stabilitatea termică şi transformările structurale, sînt tratate în *partea a VI-a* a lucrării. Sînt abordate unele probleme privind relaxarea structurală şi cristalizarea, acest din urmă proces fiind tratat îndeosebi prin prisma posibilităţilor de obţinere a unor aliaje cu structuri şi proprietăţi speciale.

Sticlele metalice pot fi, deci, precursori de noi aliaje cristaline (total sau parţial cristalizate), supraconductorii constituind produse de deosebit interes în acest domeniu.

Ultima parte a lucrării (VII) urmăreşte comportarea sticlelor metalice sub acţiunea mediilor chimice şi sub solicitări fizico-mecanice.

Sînt tratate probleme privind rezistenţa la coroziune de diferite tipuri (generală, localizată, fisurantă), la solicitări mecanice (mecanism de deformare la temperaturi joase şi înalte). O atenţie specială este acordată comportării sticlelor metalice feromagnetice, sub acţiunea compoziţiei chimice şi a tratamentelor termomagnetice.

Abordînd o problematică de mare actualitate pentru tehnica actuală şi viitoare, lucrarea are meritul de a sistematiza, prelucra şi interpreta literatura de specialitate din acest domeniu şi de a pune la îndemîna celor interesaţi datele teoretice şi practice utile cunoaşterii, producerii şi utilizării unei noi categorii de materiale. Preocupaţi în permanenţă nu numai de elucidarea multiplelor aspecte referitoare la realizarea acestor materiale dar şi de găsirea unor legături cu posibilele aplicaţii practice în condiţii de rentabilitate, autorii evidenţiază atît utilizările actuale cît, mai ales, perspectivele unor materiale cu proprietăţi de excepţie.

Utilă atît specialiştilor preocupaţi de ştiinţa materialelor cît şi celor interesaţi în tehnica viitorului, lucrarea se recomandă de la sine ca deschizătoare de drumuri într-un domeniu cu valenţe încă nebănuite.

Dr. ing. I. Ripoşan
Institutul Politehnic Bucureşti

MAGYAR MŰSZAKI MŰVELŐDÉSI SZÖVETSÉG

centrozap

Societate de comerţ exterior cu răspundere limitată

exportă în domeniul metalurgiei:

- secţii complete
- linii tehnologice
- maşini şi instalaţii
- subansambluri pentru instalaţii metalurgice şi cocsochimice
- servicii de construcţie-montaj

Pentru informaţii detaliate vă rugăm să vă adresaţi
Societăţii de comerţ exterior cu răspundere limitată

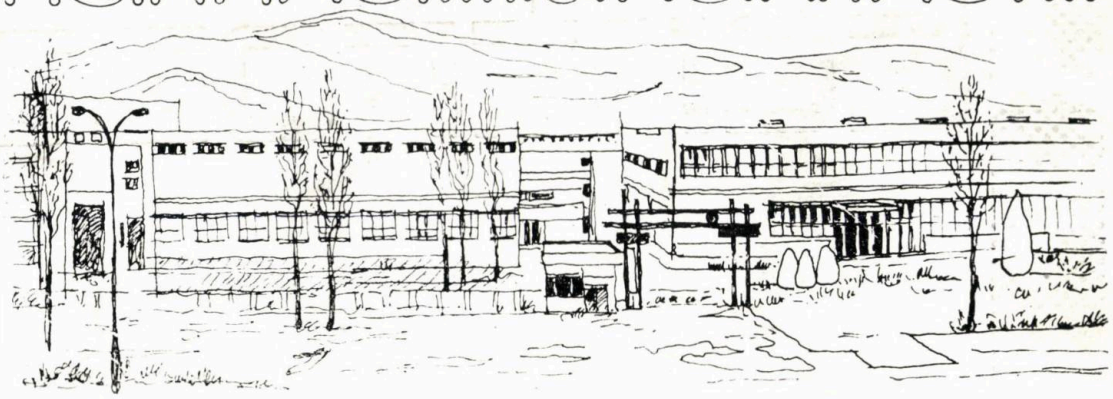
CENTROZAP

ul. Mickiewicza 29
40—085 Katowice, R. P. Polonă
Telefon: 513—401; Telex: 0315771 cp pl
Telefax: 598—658

PUBLICOM

.IA SI...I.U.P.S.R. IASI...I.U.P.S.R. IASI...

IASI



ÎNTREPRINDEREA DE UTILAJE,
PIESE SCHIMB ŞI REPARAŢII

ŞOS. TUTORA, NR. 34, TEL. 33090, 32461
TELEX 022274 COD POŞTAL 6600

CORPURI DE MĂCINARE, BLINDAJE DIN FONTĂ ÎNALT ALIATĂ CU CROM PENTRU INDUSTRIA CIMENTULUI ŞI A MATERIALELOR REFRACTARE, BAUXITEI ŞI A ALTOR MINEREURI, PRECUM ŞI O GAMĂ DIVERSĂ DE PIESE TURNATE REZISTENTE LA UZURĂ

EXECUTA · EXECUTA · EXECUTA · EXECUTA

UTILAJE PENTRU INDUSTRIA LEMNULUI FERĂSTRAIE PANGLICĂ ŞI CU DISC, MAŞINI DE FREZAT PE PATRU FEŢE, DE SCULPTAT PRIN COPIERE, DE DEGROŞAT ŞI DEBITAT FURNIR ŞI SUPERFINISAT, PRECUM ŞI O MARE DIVERSITATE DE UTILAJE TIP HOBBY PENTRU ATELIERE DE PROTOTIPURI

..IASI...I.U.P.S.R. IASI...I.U.P.S.R. IASI..

= 3280 10 H

METALURGIA

R 1989 -08- 10

6

METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XL • NR. 6 • IUNIE 1989

INTREPRINDEREA

CARBOCHIM CLUJ

CLUJ – NAPOCA
Piata 1Mai nr. 3
Telefon 32047 Telex 3136

PRODUCE:

CORPURI ABRAZIVE

GRINDING WHEELS

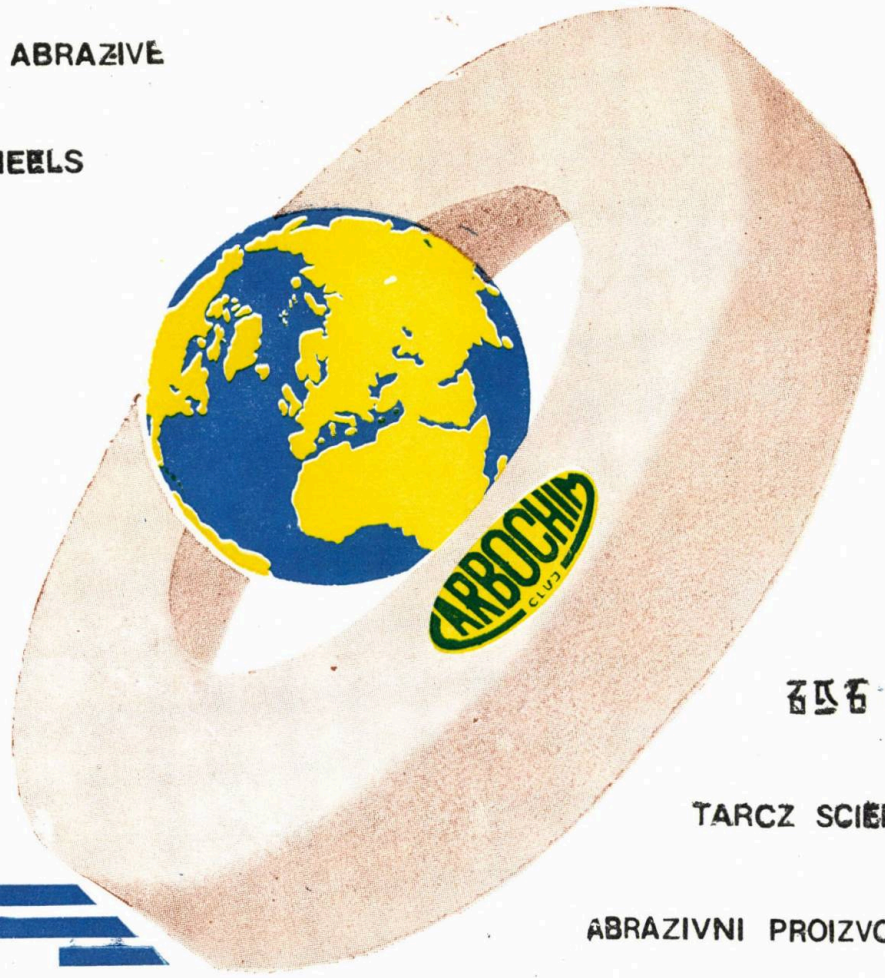
SCHLEIFSCHEIBEN

MEULES ABRASIVES

BRUSNÉ KOTOUČE

MOLE ABRASIVE

砂輪



ΔΙΣΚΟΣ

TARCZ SCIERNY

ABRAZIVNI PROIZVODI

ШЛИФОВАЛЬНЫЕ КРУГИ

PENTRU PRELUCRAREA PRIN ASCHIERE A TUTUROR TIPURILOR DE MATERIALE

EXPORTATOR

MINERALIMPORTEXPORT

BUCURESTI 70033 Bd. Republicii nr. 16
Tel. 139167 Telex. 118736 ROMANIA

METALURGIA

Anul 41 Nr. 6 Iunie 1989

CUPRINS

Murguleț, N., Nicolae, A., Dina, Vasilica, Covali, N., Predescu, C., Mihăilescu, C., Baiu, D., Boiangiu, C., Ancuț, R. și Popescu, C. : **Importanța zonei de uscare în structura agregatelor tunel pentru fabricarea produselor magneziene** 267

Oprea, Fl., Ciocan, Anișoara și Ciocan, N. : **Considerații asupra producerii feroaliajelor complexe pe bază de elemente active (I)** 270

Anghelina, D. : **Contribuții la optimizarea procesului de decarburare în vid a oțelurilor inoxidabile** . . . 273

Isac, Mihaiela : **Utilizarea analizei cu microscopul electronic la studierea morfologiei martensitei în oțelurile de înaltă rezistență din clasa Cr-Mo-B-V-Ni** 278

Șaban, R., Pătroi, Iulia și Alim, Leila : **Cercetări experimentale privind influența alierii cu niobiu și siliciu asupra plasticității și rezistenței la deformare a unui oțel rapid din clasa 3-3-2** 282

Iancu, C. și Gherghișor, G. : **Proprietăți fizico-mecanice ale unor aliaje metal de tranziție — metaloid solidificate ultrarapid** 284

Ienciu, M., Moldovan, P., Brabie, V., Cristea, Lidia și Neagu, G. : **Rafinarea fizică a aliajelor prin filtrare în stare lichidă** 287

Ripoșan, I., Chișamera, M., Mateșoi, L., Solduban, D., Frențoni, D. și Dăncescu, I. : **Modificarea fontelor albe și pestrițe destinate turnării cilindrilor de laminor** 290

Munteanu, Al. : **Încercări privind scurtarea duratei recoacerii de feritizare a fontei cu grafit nodular perlitice** 297

Toia, A. : **Sistemul informatic pentru știință și tehnologie în industria metalurgică** 303

REVISTA REVISTELOR 269, 289, 293, 308, 309, 310

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM, Departamentul Export-Import, Presă. P.O. Box 136—137, Telex: 11 226 BUCUREŞTI, str. 30 Decembrie, nr. 3

Preşedintele colegiului de redacţie: prof. dr. ing. L. SOFRONI

Redactor: ELENA PÂRVU

Tehnoredactor: MARIETA RUBŢOV

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice şi al Consiliului Naţional al Inginerilor şi Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacţia şi administraţia, Bucureşti, str. Mendeleev 21—25, sector 1. Telefon: 59.49.90. Revista este editată de ICEM—O.I.D. Instituţiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — Filiala sector 6 — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament: lei 180 anual. Costul unui exemplar: lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informaţia", str. Brezoianu, nr. 23—25, Bucureşti

I.P. „Informaţia"—c. 1229

CONTENTS

DC: 666.76; 666.763.4

Murguleț, N., Nicolae, A., Dina, Vasilica, Covali, N., Predescu, C., Mihăilescu, C., Baiu, D., Boiangiu, C., Ancuț, R. and Popescu, C.: **The importance of the drying area in the structure of the tunnel installations for the manufacturing of magnesis products**

On the basis of the considerations of the heating theory of metal materials in furnaces, the authors show theoretically and by actual calculations that the previous drying has various advantages among which the most important are: the possibility of increasing the ignition duration by an hour and that of increasing the temperature in the product core by 50°C.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 267—269

DC: 669.15 – 198

Oprea, Fl., Ciocan, Anișoara and Ciocan, N.: **Considerations on the production of complex ferroalloys based on active elements**

The authors analyse the factors which determine the chemical compositions and optimum concentrations of active elements, on the basis of their physico-chemical interactions and properties in the melts for the complex ferroalloy making.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 270—272

DC: 669.18: 669.046.564

Anghelina, D.: **Contributions to the optimizing of the stainless steel vacuum decarburization process**

The paper presents a brief study of the thermodynamics of stainless steel decarburization process. On the basis of the factors which occur in the development of this process, the author established the calculation relationship of a critical carbon content with the help of which the author worked out and presented its variation diagrams, from which the influence of the determinant technological parameters (pressure, temperature, chrome and nickel content) results.

The results obtained point out the fact that the vacuum decarburization process develop in a well established way and with a good reproductibility.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 273—277

DC: 621.785.669.14.018.2

Isac, Mihaiela: **The use of electron microscope analysis for the morphological study of martensite in high strength steels from the Cr—Mo—B—V—Ni class.**

The paper presents the morphological aspects of martensite existing under the form of strips typical for high strength steels from the Cr-Mo-B-V-Ni class. The pictures were obtained by transmission electron microscopy analysis, as well as by electron diffraction for selected areas.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 278—281

DC: 669.14.018.252.3

Șaban, R., Pătroi, Iulia and Alim, Leila: **Experimental researches on the influence of niobium and silicon alloying on the deformability and deformation resistance of high speed steel belonging to the 3—3—2 class**

In the paper, the authors present the results of the experimental researches carried ont on two 3—3—2 high steel charges from the point of view of the influence of niobium and silicon alloying on the values of deformability and deformation resistance.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 282—283

DC: 621.785

Iancu, C. and Gherghișor, C.: **The physico—chemical properties of certain high speed solidified transition metal—metalloid**

The authors present the results of the experimental researches on the high speed solidification of certain alloys including transition metal-metalloid with Fe basis.

The determination of the physico-mechanical properties of the products which have been obtained show the achievement of amorphous metal structures for thinner strips and that of biphase structures for thicker strips.

The authors have done density, microhardness determinations and transmission electron microscopy which conform the results which have obtained.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 284—286

DC: 669.018

Ienciu, M., Moldovan, P., Brabie, V., Cristea, Lidia and Neagu, G.: **Physical refining of alloys by filtration in liquid state**

The paper presents the researches on the refining of ferrous and nonferrous alloys from the point of view of nonmetallic inclusions and impurities in liquid state, by physical methods with a view to obtaining high grade metal materials with a good reliability.

The authors study the mechanism and the efficiency of the filtration process of liquid alloys throught a deep bed filter.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 287—289

DC: 669.131.4: 621.771.07

Ripoșan, I., Chișamera, M., Mateșoi, L., Solduban, D., Frentoni, D. and Dăncescu, I.: **The modification of white and mottled irons for rolling rolls**

White and mottled Ni hard irons (3—4% Ni, 1—2% Cr, 0,3—0,4% Mo) used for casting rolling rolls (60—75 Hs) have been treated with a 0,4—0,5% complex prealloys from NiSiCrBNCaCeAlTi system, with 6,5—7,2 kg/dm³ density and 1280—1320°C melting temperature. An advanced finishing of the structure, an increase of microhardness (by 160—200 μHV) and of carbides (by 100—150 μHV), a reduction by 20—25% of the wear losses and a control of the size of white and mottled iron area on the rolling roll thickness were achieved.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 290—296

DC: 666.131.622

Munteanu, Al.: **Trials on the shortening of the duration of the ferritization annealing of perlitic nodular graphite cast iron**

The paper presents a series of trials on the shortening of the duration of the ferritization annealing of perlitic nodular graphite cas iron.

Because the duration of this heat treatment is relatively long, the author aims initially at reducing this duration by the shortening of the duration of the maintenance and increase of the cooling speed during eutectoid transformation. However, the trials prove to be unsatisfactory. By other trials the authors aim at speeding up the ferritization by introducing the quenching operation before annealing.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 297—302

DC: 681.3: 669

Toia, A.: **Information system for science and technology in the iron and steel industry**

The paper presents the trends, the functions, general characteristics, the structure and the results obtained in the drawing up and the implementation of the Information System for Science and Technology in the Iron and Steel Industry (SISTIM), the first information branch system in Romania, in the field of scientific research — technological development activities (SR—TD).

The author points out the role of SISTIM within the scientific research — technological development activities on the national and on the branch level, as well as the trend of their components towards the two major directions of the activities of SR—TD unities: the general management and the achievement of the activities of scientific researches and design.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 303—307

INHALT

DK: 666.76;666.763.4

Murguleț, N., Nicolae, A., Dină, Vasilica, Covoli, N., Predescu, C., Mihăilescu, C., Baiu, D., Boiangiu, C., Ancuț, P. und Popescu, C.: **Bedeutung der trockenen Zone aus der Struktur der Tunnelaggregate, für die Herstellung der Magnesia—Basis Produkte**

Grundlegend auf der Theorie der Erwärmung der metallischen Werkstoffe aus Durchlaufsöfen, beweisen die Autoren, theoretisch und mittels von konkreten Rechnungen, dass die Gegenwart einer vorgängigen Trocknung verschiedene Vorteile mitsichbringt, wie z.B.: die Möglichkeit der Verlängerung der Verbrennungsdauer mit annähernd 1h und die Erhöhung der Temperatur aus dem Kern des Produkts mit annähernd 50°C.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 267—269

DK: 669.15—198

Oprea, Fl., Ciocan, Anișoara und Ciocan, N.: **Betrachtungen angesichts der Herstellung der komplexen Ferrolegierungen aus Basis von aktiven Elementen**

Die Autoren analysieren die Faktoren, die die chemischen Zusammensetzungen und die optimalen Konzentrationen von aktiven Elementen, berücksichtigend die Wechselwirkungen und die physikalisch-chemischen Eigenschaften der Schmelzen während den Herstellungsprozess der komplexen Ferrolegierungen, bewirken.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 270—272

DK: 669.18: 669.064.564

Anghelina, D.: **Beiträge zur Optimierung des Vakuumentkohlungsprozesses der rostfreien Stähle**

Die Arbeit wiedergibt eine Abhandlung über die Thermodynamik des Entkohlungsprozesses der rostfreien Stähle. Anhand den Faktoren die während dieses Prozesses vorkommen, wurde die Berechnungsbeziehung des kritischen Kohlenstoffgehaltes mit dessen Hilfe Änderungsdiagrammen zusammengestellt wurden, aus denen der Einfluss der verfahrenstechnischen Parameter (Druck, Temperatur, Chrom- und Nickelinhalt) ergeben.

Die erzielten Ergebnisse heben die Tatsache hervor, dass der Vakuumentkohlungsvorgang auf genau festgelegte Verfahrensweisen sowie auf einer guten Reproduzierbarkeit basiert.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 273—277

DK: 621.785: 669. 14.018.2

Isac, Mihaiela: **Anwendung der Analyse mit den Elektronenmikroskop bei der Erforschung des Martensitgehalts aus der hochfesten Cr—Mo—B—V—Ni—Stähle**

Die Arbeit spiegelt einige morphologische Ansichten des Martensits aus den Leisten, die typisch für hochfeste Cr-Mo-B-V-Ni-Stähle sind, wieder. Die Bildern wurden anhand von elektronenmikroskopische Analysen durch Übertragung erhalten sowie durch Elektronenbeugung auf Auswahlfächen dargestellt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 278—281

DK: 669.14.018.252.3

Șaban, R., Pătroi, Iulia und Alim, Leila: **Erforschungen zum Einfluss des Niobium—und Siliziumlegierens auf der Formbarkeit und den Formänderungswiderstand eines Schnellarbeitsstahls aus der Klasse 3—3—2**

In der vorliegenden Arbeit werden die Ergebnisse der experimentellen Erforschungen die an zwei Schnellarbeitsstahlschmelzen aus der Klasse 3—3—2 ausgeführt wurden, dargestellt, angesichts des Einflusses des Niobium- und Siliziumlegierens auf den Formbarkeitswerten und den Formänderungswiderstandswerten.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 282—283

DK: 621.785

Iancu, C. und Gherghișor, C.: **Physikalisch-mechanische Eigenschaften einiger ultraschnell ausgehärteten Halbmetalllegierungen auf Basis von Übergangsmetallen**

In der Arbeit werden die Ergebnisse der experimentellen Erforschungen, angesichts der ultraschnellen Aushärtung einiger Legierungen vom Typ Übergangsmetall-Halbmetall aufgrund von Fe, dargestellt.

Die Bestimmung der physikalisch-mechanischen Eigenschaften der hergestellten Produkte, trägt zur Erzielung einiger amorphen metallischen Strukturen im Falle einiger kleinen Banddicken und einiger zweiphasigen Strukturen im Falle einiger sehr grossen Banddicken, bei.

Es wurden einige Bestimmungen der Dichte, der Mikrohärte und der elektronischen Mikroskopie (TEM), die die erzielten Ergebnisse bestätigen, ausgeführt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 284—286

DK: 669.018

Ienciu, M., Moldovan, Z., Brabie, V., Cristea, Lidia und Neagu, G.: **Physikalische Raffination der Legierungen durch Filtrierung im flüssigen Zustand**

Die Arbeit wiedergibt einige Erforschungen betreffs der Raffination der Eisen-und Nichteisenlegierungen aus nichtmetallischen Einschlüssen und Verunreinigungen im flüssigen Zustand, durch physikalische Methoden, mit dem Ziel der Herstellung einiger hochqualitativen und leistungsfähigen metallischen Werkstoffen.

Es werden das Mechanismus und die Leistungsfähikeit des Filtrierungsvorgangs der flüssigen Legierungen mittels eines Filters vom Typ Tiefbett dargestellt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 287—289

DK: 669.131.4: 621.771.07

Ripoșan, I., Chișamera, M., Mateșoi, L., Solduban, D., Frențoni, D. und Dănceșcu, I.: **Änderung des für den Walzzylindern bestimmten Weisseisens und Übergangseisens**

Das Weisseisen und das Übergangseisen vom Typ NiHard (3—4% Ni, 1—2% Cr, 0,3—0,4% Mo) welche beim Giessen von Walzen (60...75 Hs) eingesetzt werden, wurden mit einer 0,4—0,5% komplexen Vorlegierung aus dem Ni Si Cr BN Ca Ce Al Ti-System mit einer Dichte von 6,5—7,2 kg/dm³ und einer Schmelztemperatur von 1280—1320°C behandelt. Es wurden eine hochwertige Fertigbearbeitung der Struktur, sowie eine Erhöhung der Mikrohärte der Matrix (mit 160—200 HV) und der Verschleissverluste sowie eine Kontrolle der Grösse der Zonen aus dem Weisseisen und aus dem Übergangseisen über die Dicke der Walzen erzielt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 290—296

DK: 666.131.622

Munteanu, Al.: **Versuche angesichts der Verkürzung der Ferritisierungsglühdauer der perlitischen Kugelgraphit-Gusseisens**

In der Arbeit werden eine Reihe von Versuchen angesichts der Verkürzung der Ferritisierungsglühdauer des perlitischen Kugelgraphitgusseisens dargestellt.

Da die Dauer der o.g. Wärmebehandlung ziemlich gross ist, wird anfänglich ihre Verkürzung; durch der Verkürzung der Haltezeiten und der Erhöhung der Kühlgeschwindigkeiten über die Dauer der eutektoiden Umwandlung, verfolgt. Die Versuche waren unbefriedigend. Es wurde die Beschleunigung des Ferritisierungsprozesses durch den Einsatz eines vor dem Glühen durchgeführten Härtevorgangs bezweckt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 297—302

DK: 681.3: 669

Tola, A.: **Das informatische System für Wissenschaft und Technologie in der metallurgischen Industrie**

Die Arbeit bestätigt die Richtungen, die Ziele, die Eigenschaften, die Struktur sowie die Ergebnisse die mit der Herstellung, Durchführung und Anwendung des informatischen Systems für Metallurgie (SISTIM), als das erste CS—DT informatische System im Bereich der rumänischen metallurgischen Industrie.

Es werden die Stelle und die Rolle des SISTIM im Bereich des CS—DT Systems, in der rumänischen Metallurgie sowie die beiden wichtigsten Richtungen des CS—DT Systems, und zwar: die Führung der wissenschaftlichen Forschungsarbeiten und die entsprechenden Projektierungsarbeiten, dargestellt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 303—307

SOMMAIRE

CD : 666.76;666.76.3.4

Murguleț, N., Nicolae, A., Dina, Vasilica, Covali, N., Predescu, C., Mihăilescu, C., Baiu, D., Boiangiu, C., Ancuț, R. et Popescu, C.: **L'importance de la zone de séchage dans la structure des aggrégats à tunnels pour la fabrication des produits magnésiens**

A partir des considérations de la théorie de rechauffage des matériaux métalliques dans les fours à passage, les auteurs urs démontrent par voie théorique et par calculs concrets que le séchage préalable présente une série d'avantages à savoir: la possibilité de l'augmentation d'environ une heure de la durée de combustion et l'augmentation d'environ 50°C de la temperature dans le coeur des produits.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 267—269

CD: 669.15—198

Oprea, Fl., Ciocan, Anișoara et Ciocan, N.: **Considérations sur la production des ferro-alliages complexes à base d'éléments actifs**

Les auteurs analysent les facteurs qui déterminent les compositions chimiques et les concentrations optima des éléments actifs ayant en vue les interactions et leurs propriétés physiques et chimiques dans les métaux en fusion à l'élaboration des ferro-alliages complexes.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 270—272

CD: 669.18: 669.046.564

Anghelina, D.: **Contributions à l'optimisation du processus de décarburation en vide des aciers inoxydables**

L'article analyse brièvement la thermodynamique du processus de décarburation des aciers inoxydables. A partir des facteurs qui interviennent dans ce processus on a établit la relation de calcul de la teneur critique en carbone, à l'aide de laquelle on a dressé des diagrammes de variation présentant l'influence des paramètres technologiques déterminants (pression, température, teneur en chrome et en nickel).

On présente, par comparaison à la méthode de détermination analytique, l'analyse statistique effectuée à la suite des déterminations sur certaines charges.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 273—277

CD: 621.785: 669.14.018.2

Isac, Mihaiela: **L'utilisation de l'analyse par microscopie électronique à l'étude de la morphologie de la martensite dans les aciers de haute résistance de la classe Cr-Mo-B-V-Ni**

L'article présente les aspects morphologiques de la martensite lamellaire, caractéristiques aux aciers de haute résistance de la classe Cr-Mo-B-V-Ni. Les images ont été obtenues par analyse à l'aide du microscope électronique par transmission de même que par la diffraction d e lectrons sur certaines surfaces.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 278—281

CD: 669.14.018.252.3

Șaban, R., Pătroi, Iulia et Alim, Leila: **Recherches éxperimentales sur l'influence de l'alliage par niobium et silicium sur la plasticité et la résistance à la déformation d'un acier rapide de la classe 3—3—2**

L'article présente les résultats des recherches expérimentales effectuées sur deux charges en acier rapide de la classe 3—3—2 concernant l'influence de l'alliage par niobium et silicium sur les valeurs de la plasticité et de la résistance à la déformation.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 282—283

CD: 621.785

Iancu, C., Gherghișor, G.: **Propriétés physiques et mécaniques de certains alliages métal de transition-métalloide soumis à la solidification ultrarapide**

On présente les résultats des recherches expérimentales concernant la solidification ultrarapide de certains alliages de type métal de transition-métalloide à base de Fe.

La détermination des propriétés physiques et mécaniques sur les produits réalisés contribue à l'obtention de certaines structures métalliques amorphes, pour les bandes à épaisseur réduite, et biphasiques, pour les bandes à épaisseur plus grandes.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 284—286

CD: 669.018

Ienciu, M., Moldovan, P., Brabie, V., Cristea, Lidia et Neagu, G.: **Le raffinage physique des alliages par filtrage en état liquide**

Les auteurs présentent des recherches concernant le raffinage des alliages ferreux et non-ferreux (élimination d'inclusions non-métalliques et d'impurétés) en état liquide, par des méthodes physiques afin d'obtenir des matières métalliques de haute qualité et fiabilité.

On étudie le mécanisme et l'efficacité du processus de filtrage des alliages liquides par un filtre du type lit profond.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 237—289

CD: 669.131.4: 621.771.07

Ripoșan, I., Chișamera, M., Mateșoi, L., Șolduban, D., Frentoni, D., Dăncescu, I.: **La modification des fontes blanche et truitées destinées aux cylindres de laminoir**

Les fontes blanches et truitées de type Ni Hard (3—4 % Ni 1—2%Cr, 0,3—0,4% No) utilisées à la coulée des cylindre de laminoir (60...75 Hs) ont été traité par un préalliage complexe 0,4—0,5% du système NiSiCrBNCaCeAlTi, ayant la densité 6,5—7,2 kg/dm^3 et la température de fusion 1280——1320°C. On a réalisé un finissage accentué de la structure, une augmentation de la microdureté de la matrice (par 160—200 μ HV) et des carbures (par 100—150 μ HV), une diminution par 20—25% des pertes à l'usure et un contrôle des dimensions des zones de fonte blanche et truitée sur l'épaisseur des cylindres.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 290—296

CD: 666.131.622

Munteanu, Al.: **Essais concernant la diminution de la période de recuit de ferritisation de la fonte à graphite nodulaire perlitique**

L'article présente une série d'essais concernant la diminution de la période de recuit de ferritisation de la fonte à graphite nodulaire perlitique.

Ayant en vue que la durée de ce traitement thermique est relativement prolongée, on envisage sa diminution par la réduction des périodes de maintien et par l'augmentation de la vitesse de refroidissement tout au long de la transformation eutectoide. Les essais ont été insatisfaisantes. D'autres essais ont eu pour but l'accélération de la ferritisation par l'introduction d'une opération de trempe effectuée avant le recuit.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 297—302

CD: 681.3: 669

Toia, A.: **Le système informatique pour science et technologie dans l'industrie métallurgique**

L'article présente les orientations, les fonctions et les caractéristiques générales, la structure et les résultats obtenus, la réalisation et l'implémentation du Système Informatique Science et Technologie dans l'Industrie Métallurgique (SISTIM), le premier système informatique dans le domaine des activités de recherche scientifique (RS) et développement technologique (DT) de l'industrie métallurgique.

L'auteur mentionne le rôle du SISTIM dans l'activité de RS et DT, de même que l'orientation accentuée de ses composants dans les deux directions, de l'activité des unités de RS et de DT, à savoir la commande générale et l'effectuation des travaux de rech erches scientifiques et de projection.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 303—307

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 666.76: 666.763.4

Мургулец, Н., Николае, А., Дина, Василика, Ковали, М., Предеску, К., Михэилеску, К., Баю, Д., Боианджиу, К., Анкуц, Р. и Попеску, К.: **Значение зоны сушки в структуре туннельных агрегатов для производства магнезиальных изделий**

Авторы теоретически доказывают и конкретными расчетами, что предварительная сушка дает различные преимущества, из которых самые значительные: возможность увеличения длительности горения на приблизительно один час и увеличение температуры в сердцевине изделия на приблизительно 50°С.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 267—269

ДК: 669.15—198

Опреа, Ф., Чекан, Анишоара и Чекан, Н.: **Соображения относительно производства комплексных ферросплавов на основе активных элементов**

Авторы рассматривают факторы, определяющие химические составы и оптимальные концентраты активных элементов, имея в виду их взаимодействия и физико-химические свойства в расплавах, полученных при вылавке комплексных ферросплавов.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 270—272

ДК: 669.18.18: 669.046.564

Ангелина, Д.: **Соображение по оптимизации процесса обезуглероживания в вакууме пержавеющих сталей**

В работе изучается термодинамика процесса обезуглероживания нержавеющих сталей. Определено расчетное соотношение критического содержания углерода, с помощью которого составлены и представлены диаграммы вариации этого, вытекая влияние определительных технологических параметров (давление, температура, содержание хрома и никеля).

Сравнительно с методом аналитического определения представлена статистическая обработка, проведенная вследствие определении над числом выработанных плавок.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 273—277

ДК: 621.785: 669.14.018.2

Исак, Михаела: **Применение анализа электронным микроскопом при изучении морфологии мартенсита в высоколегированных сталях класса Cr—Mo—B—V—Ni**

Работа представляет морфологические аспекты пластинчатого мартенсита, типичные высокопрочным сталям класса Cr—Mo—B—V—Ni. Изображения получены анализом электронным микроскопом передачей, а также и диффракцией электронов на выборочных площадях.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 278—281

ДК: 669.14.018.252.3

Шабан, Р., Пэтрой, Юлия, и Алим, Леила: **Экспериментальные исследования влияния легирования ниобием и силицием на пластичность и сопротивление при деформации быстрорежущей стали класса 3—3—2**

Представлены результаты проведенных экспериментальных исследований на двух плавках быстрорежущей стали класса 3—3—2 относительно влияния легирования ниобием и силицием на значения пластичности и сопротивления при деформации.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 282—283

ДК: 621.785

Янку, К., и Гергишор, Г.: **Физико-механические свойства сплавов типа переходной металл—металлоид, сверхскоростно затверденные**

Представлены результаты экспериментальных исследований по сверхскоростному затвердеванию сплавов типа переходной металл — металлоид, с основой. Fe

Определение физико-механических свойств на изготовленных изделиях удостоверяет получение аморфных металлических структур при уменьшенных толщинах лент и двухфазных для лент с большей толщиной.

Были проведены определения по плотности микротвердости и электронной микроскопии передачей, утверждающие полученные результаты.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 284—286

ДК: 669.018

Иенчю, М., Молдован, П., Брабие, В., Кристеа, Л. и Неагу, Г.: **Физическое рафинирование сплавов фильтрованием в жидком состоянии**

Работа представляет исследования по рафинированию физическими методами железных и цветных сплавов от неметаллических включений и примесей в жидком состоянии для получения металлических материалов высшего качества и надежности.

Изучается механизм и эффективность процесса фильтрования жидких сплавов через фильтр типа глубокая постель.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 287—289

ДК: 669.131.4: 621.771.07

Рипошан, И., Кишамера, М., Матешой, Л., Солдубан, Д., Френцони, Д. и Дэнческу, И.: **Модификация белых и пестрых чугунов, предназначенные валкам прокатного стана**

Белые и пестрые чугуны типа Ni Hard (3—4 Ni, 1—2% Cr, 0,3—0,4% Mo), используемые при отливке валков прокатного стана (60...75 Hs) были обработаны 0,4—0,5% комплексным промежуточным сплавом из системы NiSiCrBNCaCeAlTi, плотностью 6,5—7,2 кг/дм³ и температурой плавления 1280 — 1320°С. Реализована усиленная отделка структуры, повышение микротвердости матрицы (на 160—200 μHV) и карбидов (на 100—150 μHV), снижение на 20—25% потерь при износе и контроль величины зон белых и пестрых чугунов на толщине валков прокатного стана.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 290—296

ДК: 666.131.622

Мунтеану, Ал.: **Испытания по снижению длительности ферритизирующего отжига перлитного чугуна с шаровидным графитом**

В работе представлены ряд испытаний по снижению продолжительности ферритизирующего отжига перлитного чугуна с шаровидным графитом.

Так как длительность этой термообработки относительно большая исходно наблюдается снижение ее сокращением длительности выдержки и повышение скорости охлаждения на период эвтектоидных превращений. Испытания являются неудовлетворительными. Другие исследования наблюдают ускорение ферритизации введением операции закалки предшествующей отжигу.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6 p 297—302

ДК: 681.3: 669

Тоя, А.: **Информационная система для науки и технологии в металлургической промышленности**

Работа представляет направления, функции, общие характеристики, структуру и полученные результаты при обработке, осуществлении и имплементации Информационной Системы Наука и Технология для Металлургической промышленности (ИСНТМП), первая информационная отраслевая система в Румынии в области деятельностей НИ-ТР (научное исследование-технологическое развитие).

Отмечается место и роль ИСНТМП в деятельности НИ-ТР на национальном плане и в отрасле, а также и ориентировка в двух главных направлениях деятельности НИ-ТР: общее управление и проведение работ научного исследования и проектирования.

Metalurgia 41 (1989), nr. 6, p. 303—307

METALURGIA 6
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTA ROMÂNIA
1989

Prof. dr. ing. N. Murguleţ,
dr. ing. A. Nicolae, dr. ing. Vasilica Dina,
ing. N. Covali, ing. C. Predescu,
ing. C. Mihăilescu şi ing. D. Baiu
Institutul Politehnic Bucureşti

ing. C. Boiangiu, ing. R. Aneuţ
şi ing. C. Popescu
Combinatul Metalurgic Tulcea

Importanţa zonei de uscare în structura agregatelor tunel pentru fabricarea produselor magneziene

CZ: 666.76; 666.763.4

Structura cuptoarelor tunel pentru fabricarea produselor magneziene este astfel alcătuită încît acestea să lucreze cu trei zone termotehnologice : de încălzire, de ardere şi de răcire.

În amonte de acestea este prevăzută şi o zonă de uscare. Deoarece în ultimul timp se constată o tendinţă de eliminare a acestei zone, pe ideea realizării uscării prealabile în zona de încălzire, autorii acestei lucrări îşi propun să arate, pe baza unor aprecieri teoretice şi practice, că, deşi uscarea presupune un efort suplimentar de ordin energetic, ea este însă absolut necesară, în primul rînd din motive de ordin tehnologic cu implicaţii directe asupra calităţii produselor.

Precedînd etapei de încălzire, uscarea influenţează procesele care au loc în acest spaţiu, motiv pentru care devine necesară caracterizarea lor.

Astfel, la un moment dat, puterea termică necesară în mod util P_u se determină cu relaţia :

$$P_u = \alpha_{r+c}(\theta_{th} - \theta_{p.s}),\ \mathrm{w/m^2} \qquad (1)$$

ceea ce înseamnă că temperatura pe care o are produsul la suprafaţă $\theta_{p.s}$ este :

$$\theta_{p.s} = \Delta\theta_{u.s} + \left[\theta_{th} - \frac{P_u}{\alpha_{r+c}}\right],\ \mathrm{grd} \qquad (2)$$

unde :

$\Delta\theta_{u.s}$ este creşterea temperaturii suprafeţei produsului la ieşirea din zona de uscare (cu valori practice de 40—50°C) ;

θ_{th} — temperatura atmosferei cuptorului ;

α_{r+c} — coeficientul de transmitere a căldurii prin radiaţie şi convecţie, $\mathrm{w/m^2 \cdot grd}$.

La sfîrşitul subzonei de ardere propriu-zisă, pe secţiunea transversală a produselor (stivelor), apare o neuniformitate a încălzirii $\Delta\theta$ care, în funcţie de temperatura miezului $\theta_{p.m}$, este următoarea :

$$\Delta\theta = \theta_{p.s} - \theta_{p.m} \qquad (3)$$

Pe de altă parte, ţinînd seamă că fluxul termic P_u trebuie transmis în interiorul produsului prin conducţie, sub forma unui flux $P_{s.m}$, rezultă relaţia :

$$P_u = P_{s.m} = \frac{\lambda}{\beta \cdot \delta}(\theta_{p.s} - \theta_{p.m}) = \frac{1}{\beta \cdot r} \cdot \Delta\theta \qquad (4)$$

unde :

r este rezistenţa termică a produsului ;

β — gradul de asimetrie a încălzirii ;

δ — grosimea produsului (stivei).

În aceeaşi ordine de idei, aplicînd unele consideraţii cunoscute din teoria încălzirii materialelor metalice, se poate ajunge la concluzia că :

$$\Delta\theta = \varphi \frac{\beta^2 \cdot \delta^2}{a} \cdot w_i = \varphi \frac{\beta^2 \cdot \delta^2 \cdot c_p \cdot \rho}{\lambda \cdot} \cdot w_i \qquad (5)$$

În această egalitate, w_i este viteza de încălzire a produsului, grd/s ; grd/h

c_p — căldura specifică, $\mathrm{kJ/kg \cdot grd}$;

ρ — densitatea produsului, $\mathrm{kg/m^3}$;

φ — un factor de caracterizare geometrică a produselor şi a condiţiilor de încălzire, ale cărui valori variază între limitele 0,32 şi 0,38.

Pentru o anumită zonă a agregatului, viteza de încălzire w_i se poate determina şi cu relaţia :

$$w_i = \frac{\theta_{p.f} - \theta_{p.i}}{\frac{N_v}{w_v}} \qquad (6)$$

Astfel, observaţiile efectuate pe un cuptor tunel pentru fabricarea magnezienelor cu $N_v = 35$ vagoneţi în zona de încălzire, o temperatură finală a suprafeţelor produselor $\theta_{p.f} = 1620°C$ şi una iniţială $\theta_{p.i} = 20°C$, lucrînd fără uscare prealabilă, cu un pas de înaintare a vagoneţilor $w_v = 1$ vag/h, arată că în această zonă se poate realiza următoarea viteză de încălzire :

$$w_i = \frac{\frac{1620 - 20}{35}}{1} \cong 45 \text{ grd/h}$$

ceea ce înseamnă că :

$$\Delta\theta = 0{,}35 \frac{0{,}5^2 \cdot 0{,}46^2 \cdot 1{,}34 \cdot 2870}{10{,}88} \cdot 45 \cong 300 \text{ grd}$$

sau pentru temperatura miezului :

$$\theta_{p.m} = 1\,620 - 300 = 1\,320°C$$

Dacă, din contră, se ia sub observaţie acelaşi cuptor, dar lucrînd cu uscare prealabilă, se constată că valoarea $\theta_{u.s} \cong 40° - 50°C$ este comparabilă cu $w_i = 45$ grd/h $\cong w_v = 1$ vag/h, ceea ce înseamnă că, în acest caz, numărul vagoneţilor existenţi în zona de preîncălzire scade la $N_v = 54$, realizîndu-se următoarea viteză de încălzire :

$$w_i = \frac{\frac{1660 - 60}{34}}{1} = 47 \text{ grd/h}$$

ceea ce determină o neuniformitate a încălzirii puţin diferită de situaţia fără uscare :

$$\Delta\theta = 0{,}35 \frac{0{,}5^2 \cdot 0{,}46^2 \cdot 1{,}34 \cdot 2870}{10{,}88} \cdot 47 \cong 307 \text{ grd}$$

Dar în acest caz (cu uscare prealabilă) temperatura miezului $\theta_{p.m}$ se măreşte sensibil :

$$\theta_{p.m} = 1\,660 - 307 = 1\,353°C$$

ceea ce înseamnă avantajul sporirii duratei arderii propriu-zise cu cca o oră, deoarece temperatura aferentă arderii se realizează în avans. De asemenea, se creează condiţii ca şi miezul (centrul) stivei să fie menţinut la temperaturi ceva mai mari decît temperatura minimă necesară din punct de vedere tehnologic.

O altă modalitate de a demonstra superioritatea lucrului cu uscare prealabilă apare din analiza duratelor primelor procese : încălzirea τ_i, arderea propriu-zisă τ_a şi menţinerea pentru egalizarea temperaturilor pe secţiunea produsului τ_{eg}.

Durata subperioadei de egalizare depinde de valoarea admisibilă a neuniformităţii încălzirii, $\Delta\theta_{ad}$, impusă la rîndul ei de proprietăţile mecanice ale materialului după o relaţie de tipul :

$$\Delta\theta_{ad} = S.R = S \frac{\sigma \cdot (1 - \mu)}{E \cdot \alpha} \qquad (7)$$

în care :

S este coeficientul de formă ; R — coeficientul de termorezistenţă ; σ — limita de curgere ; μ — coeficientul Poisson ; α — coeficientul de dilatare; E — modulul de elasticitate.

Întrucît autorii nu deţin date certe despre astfel de caracteristici ale produselor refractare bazice, în vederea realizării demonstraţiei propuse s-a pornit, de asemenea, de la observaţii de ordin practic. Astfel, pentru cuptorul fără uscător descris anterior, se constată că durata de menţinere în zona de ardere $\tau_{i.a}$ este :

$$\tau_{i.a} = \tau_a + \tau_{eg} = 11 \text{ ore}$$

Procedînd la fel ca în primul caz, şi anume aplicînd teoria încălzirii materialelor metalice în cuptoare traversate, se poate scrie că :

$$\tau_{i.a} = K \frac{\rho^2 \cdot \delta^2}{\lambda} \cdot c \cdot \rho \qquad (8)$$

relaţie în care coeficientul K poate fi determinat în funcţie de gradul de egalizare θ_{eg} definit prin :

$$\theta_{eg} = \frac{\Delta\theta_{ad}}{\Delta\theta}$$

apelind la diagrama din figura 1.

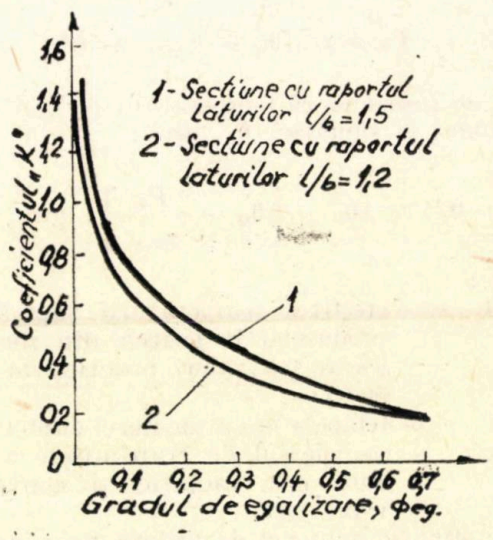


Fig. 1. Diagramă pentru determinarea coeficientului K în funcţie de gradul de egalizare

Prin calcule se poate deduce că valoarea lui K este următoarea :

$$K = \frac{10{,}88}{0{,}5^2 \cdot 0{,}46^2 \cdot 1{,}34 \cdot 2870 \cdot} \cdot 11 = 0{,}592$$

ceea ce (fig. 1) înseamnă $\varnothing_{eg} = 0{,}22$, adică :

$$\Delta\theta_{ad} = \varnothing_{eg} \cdot \Delta\theta = 0{,}22 \cdot 300 \cong 60°C$$

Pe baza acestor date se deduce că temperatura atinsă de miez după ardere, la funcționarea fără uscare, este :

$$\theta_{p.m} = 1\,620 - 60 = 1\,560°C$$

În cazul arderii cu uscare prealabilă, avînd

$$\tau_{t.a} = 12 \text{ ore}$$

rezultă că :

$$K = \frac{10{,}88}{0{,}5^2 \cdot 0{,}46^2 \cdot 1{,}34 \cdot 2870} \cdot 12 = 0{,}646$$

iar $\varnothing_{eg} = 0{,}17$

Se deduce că :

$$\Delta\theta_{ad} = 0{,}17 \cdot 307 = 52°C$$

iar temperatura miezului atinge valoarea :

$$\theta_{p.m} = 1\,660 - 52 = 1\,608°C$$

Aceste calcule demonstrează că prin uscare se pot atinge în miezul produsului temperaturi mult mai mari, ceea ce înseamnă serioase avantaje de ordin tehnologic privind arderea.

REVISTA REVISTELOR

Revue de Métallurgie, C.I.T., Franța, nr. 12, 1988

Costul real al fierului vechi utilizat la cuptoarele electrice cu arc, p. 949— Lubrifierea cu ultrasunete puternice a lingotierelor pentru turnarea continuă a țaglelor, p. 953 — Sîrmă pentru beton călită revenită pe linie de mare viteză la uzina Montereau, p. 961 — Recoacerea continuă a tablei subțiri la uzina Montataire a societății Sollac, p. 967 — Tablă din oțel galvanizată la cald pe ambele fețe pentru industria de autoturisme, p. 981 — Avantajul măsurătorilor energiei de fisurare în mecanica ruperii, p. 989 — Incluziunile în oțeluri. Metode chimice și fizico-chimice de caracterizare, p. 995 — O nouă pulbere utilizată la piese de construcție de mare rezistență, p. 1007.

Giesserei, .F.G., nr. 26, 1988

Sesiunea GIFA '89 — Oferta de mărfuri, p. 776 — Automatizarea fabricării, depozitării și instalării miezului. Partea 1 : Principii și exemplul unui sistem de fabricare a capurilor de cilindri, p. 776 — Sisteme de răcire și spălare pentru cubilouri, p. 782 — Pregătirea apei brute și tratarea apei de răcire, apei de spălat și apei reziduale în cubilou, p. 785 — Tehnica de sudură și protecție anticorosivă utilizată la conservarea monumentelor istorice — restaurarea a două statui ecvestre turnate, aflate pe podul Hohenzollern din Köln, p. 789— Cel de-al 28-lea Colocviu asupra turnătoriei în Aachen, p. 793.

Giesserei, R.F.G., nr. 1, 1989

Optimizarea proceselor tehnologice din turnătorie prin utilizarea manipulatoarelor, p. 1 — Încercări privind colectarea emisiilor de la cuptoarele cu inducție pentru piese de fontă, p. 6 — Automatizarea fabricării miezurilor, depozitării și a introducerii miezului. Partea a 2-a : centre de fabricare a miezului și utilizarea calculatoarelor, p. 12 — Sinteză bibliografică anuală asupra turnării metalelor grele (urmare 26), p. 18.

Giesserei, R.F.G., nr. 2, 1989

Procedeul Coldbox — Principii și perspective ale fabricării moderne a miezului. Partea 1. Miezul cu crustă dură, p. 35 — Finisarea granulației aliajelor de aluminiu, plumb, cositor și cupru, p. 41 — Contribuție la estimarea grafitizării eutectice a topiturilor din fontă, prin analiză termică, p. 47 — Sinteză bibliografică anuală asupra fontei maleabile (urmare 26), p. 54.

Considerații asupra producerii feroaliajelor complexe pe bază de elemente active (I)

Prof. dr. doc. ing. Fl. Oprea
și ing. Anișoara Ciocan
Universitatea din Galați

ing. N. Ciocan
I.M.N. Galați

CZ: 669.15–198

Din studiile și cercetările privind producerea feroaliajelor complexe pe bază de elemente active, ale căror rezultate s-au publicat în literatura de specialitate, rezultă că nu există compoziții chimice optime unanim recunoscute pe plan mondial pentru feroaliajele complexe. Compozițiile chimice ale acestora diferă chiar pentru același sistem de elemente, ele fiind stabilite pe baza rezultatelor privind eficacitatea practică a utilizării lor [1].

Datorită lipsei datelor exacte asupra solubilității elementelor active și asupra interacțiunilor lor în fazele lichide de compoziție complexă, pînă în prezent nu există o părere unitară privind fundamentarea teoretică a modului de stabilire a compoziției chimice a aliajelor complexe. Se pot da doar unele principii orientative pentru stabilirea compoziției efective.

Lipsa metodelor de calcul exact și a metodelor de determinare a activității componenților în sisteme complexe îngreuiază prognozarea influenței fizico-chimice a elementelor active în aliaj, în vederea alegerii compoziției optime a dezoxidanților complecși.

Unul din factorii care determină stabilirea elementelor active pentru tratarea în stare lichidă a aliajelor feroase este analizarea interacțiunilor dintre elementele sistemului periodic cu oxigenul, sulful, fosforul etc., utilizînd date pentru căldurile parțial molare de formare a combinațiilor binare cele mai stabile, ordonate după numărul de ordine din sistemul periodic al elementelor (fig. 1 și 2).

Rezultatele obținute concordă cu aprecierea din punct de vedere temodinamic a afinității elementelor pe baza potențialelor chimice, a variației entalpiei libere [2].

Utilizarea elementelor pure determină grade scăzute de asimilare în oțeluri, precum și neuniformitatea influenței acestora în întreg volumul de aliaj lichid tratat. Temperaturile scăzute de fierbere, densitatea mică și necesitatea unor măsuri speciale la transportul și depozitarea acestora îngreuiază utilizarea elementelor Al, Ca, Ba, Sr, Mg. Se pot exemplifica dezavantajele utilizării elementelor active individuale, prin particularizarea comportării în proces a aluminiului și calciului [3].

În cazul introducerii simultane a elementelor active, capacitatea de dezoxidare a fiecăruia se mărește, deoarece, în incluziunile oxidice complexe (aluminați, silicați etc.), activitatea fiecărui oxid care intră în alcătuirea produsului de dezoxidare complex este mai mică decît cea a oxidului în stare pură, ceea ce determină un conținut de oxigen mai mic în baie, la echilibru, la o temperatură dată.

Stabilirea concentrației elementelor active din compoziția feroaliajelor complexe se poate face avîndu-se în vedere mai mulți factori:

– analizarea interacțiunii în sistemele binare, pe baza legăturilor energetice dintre elementele active. Din analiza sistemelor elemente-alcalino-pămîntoase se observă legăturile energetice însemnate ale acestora cu aluminiul și siliciul și cu elementele din grupa pămînturilor rare

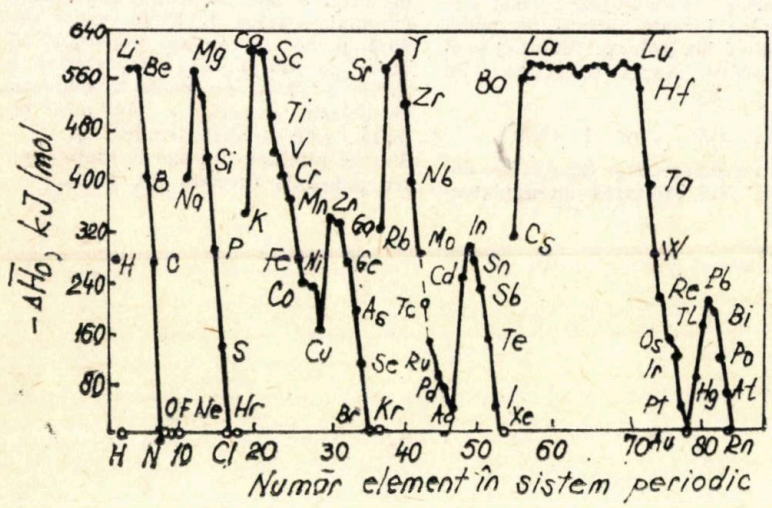


Fig. 1. Interacțiunea în sistemul oxigen-elemente

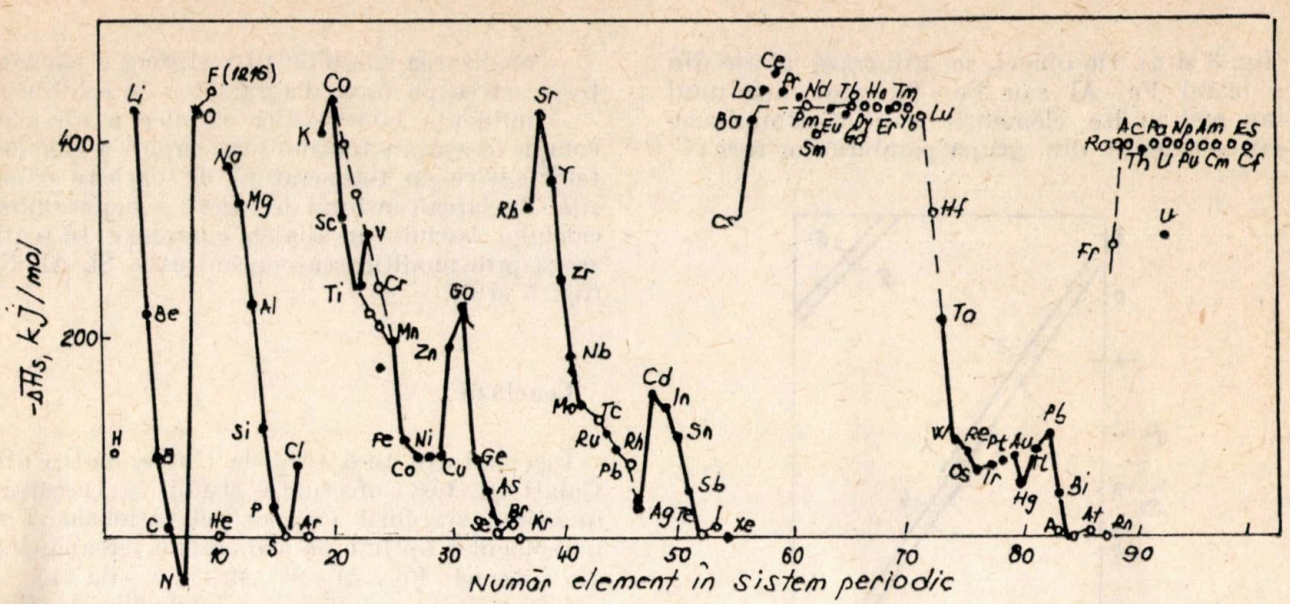


Fig. 2. Interacțiunea în sistemul sulf-elemente

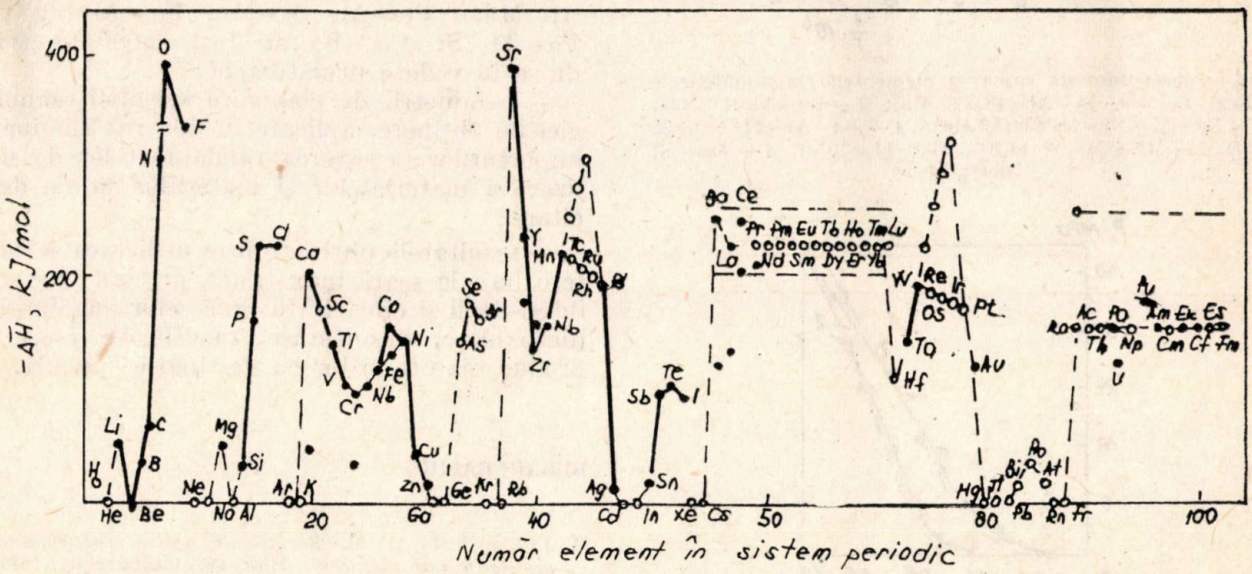


Fig. 3. Interacțiunea în sistemul elemente-aluminiu

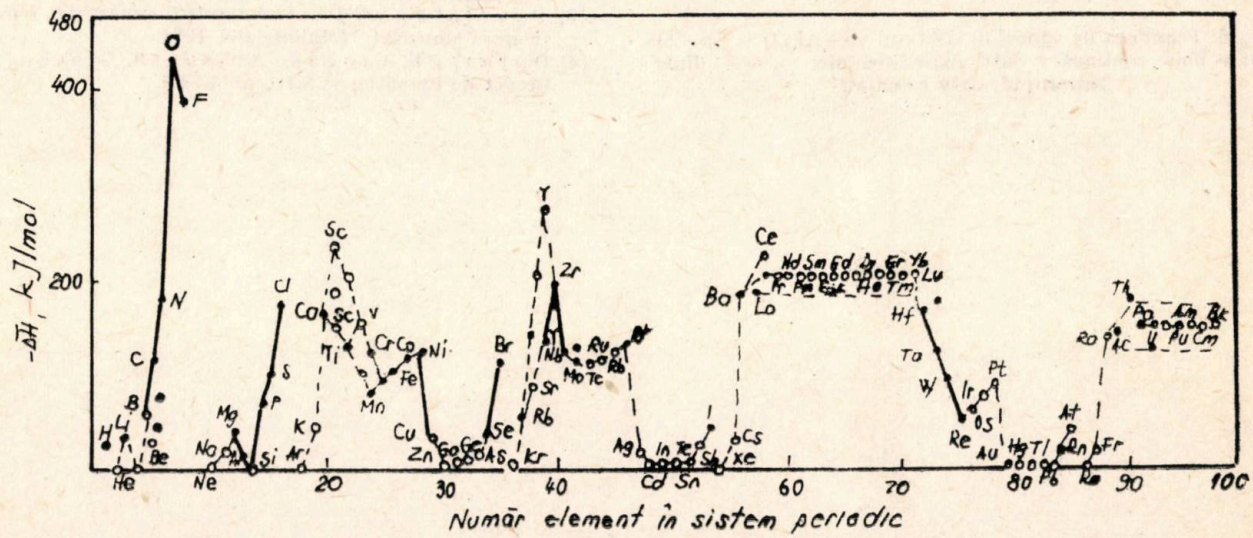


Fig. 4. Interacțiunea în sistemul elemente-siliciu

(fig. 3 şi 4). De obicei, se utilizează aliaje din sistemul Fe—Al sau Fe—Si, care conţin unul sau mai multe elemente alcalino-pămintoase sau elemente din grupa pămînturilor rare;

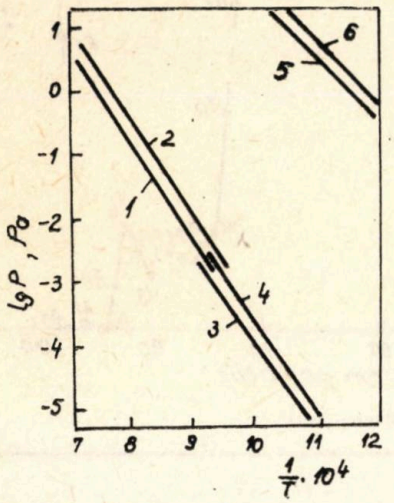


Fig. 5. Tensiunea de vapori a elementelor în următoarele aliaje: *1* — Ba—Si—Al (48,5% Ba); *2* — Ba—Al(51%Ba); *3* — Ba—Al—Ni—Si (24,3%Ba); *4* — Ba—Al—Ti (30,5% Ba); *5* — Mg—Ca—Si (4,8% Mg; 11,9%Ca); *6* — Mg—Si (64% Mg)

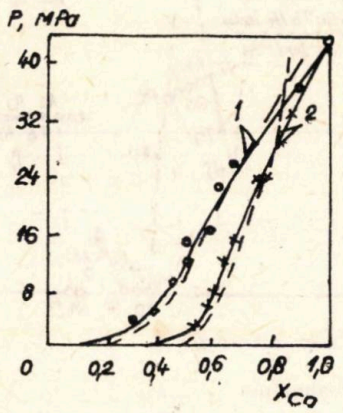


Fig. 6. Tensiunea de vapori în sistemul Ca—Al (*1*) şi Ca—Si (*2*): — linie continuă: date experimentale; – – – linie întreruptă: date calculate

— analizarea solubilităţii reciproce a elementelor active pe baza diagramelor de echilibru;

— influenţa compoziţiei chimice a aliajelor complexe asupra tensiunii de vapori a elementelor active cu temperatură de fierbere coborîtă. Reglarea tensiunii de vapori a magneziului, calciului, bariului în aliajele complexe se realizează prin modificarea concentraţiei Si, Al, Fe (fig. 5 şi 6).

Concluzii

Începînd din anul 1984, la Universitatea din Galaţi au fost efectuate studii şi cercetări în scopul stabilirii compoziţiei raţionale şi a tehnologiilor optime de elaborare a feroaliajelor din sistemele Fe—Al—Si—Mn—Ca—Ba [4].

Compoziţiile chimice şi tehnologiile de elaborare pentru feroaliajele de tip Fe—Al, Fe—Al—Mn, Fe—Al—Si—Mn, Fe—Al—Si—Ca, Fe—Al—Si—Ca—Ba au fost cercetate avîndu-se în vedere următoarele:

— parametrii de elaborare specifici tehnologiei de obţinere, aplicate în vederea eliminării importurilor; creşterea randamentelor de utilizare a materialelor şi materiilor prime deficitare;

— rezultatele obţinute prin utilizarea acestor feroaliaje la scară industrială, privind creşterea intensităţii şi eficacităţii proceselor metalurgice (dezoxidare, desulfurare, modificare etc.) la producerea oţelurilor cu destinaţie specială.

BIBLIOGRAFIE

[1] Iţkovici, G. M. *Raskislenie stali i modifitirovanie nemetalliceskih vkliucenii*. Moscova, Metallurghiia, 1981.

[2] Oprea, Fl. ş.a. *Teoria proceselor metalurgice*. Bucureşti, Ed. Didactică şi Pedagogică, 1984.

[3] Povoloţki, D. Ia. *Electrometallurghiia stali i ferro splavov*. Moscova, Metallurghiia, 1984.

[4] Oprea, Fl., Ciocan, Anişoara, Ciocan, N. Brevet de invenţie, R.S.R., nr. 94941.

Ing. D. Anghelina
Combinatul Siderurgic Hunedoara

Contribuții la optimizarea procesului de decarburare în vid a oțelurilor inoxidabile

CZ: 669.18: 669.046.564

Conducerea procesului de decarburare în vid constă în principal în stabilirea, asigurarea și urmărirea variației parametrilor tehnologici ai acestuia, reglarea lor făcîndu-se în raport cu anumite criterii de creștere a stabilității și eficienței tratamentului. Dintre acestea, cele mai importante sînt următoarele :

— atingerea conținutului (minim) necesar de carbon ;

— alegerea rațională a regimului termic corespunzător tipului de tratament caracteristic fiecărei mărci de oțel ;

— recuperarea avansată a elementelor din baia metalică (în mod deosebit a cromului) ;

— creșterea productivității instalației ;

— realizarea unor valori minime în ceea ce privește consumurile de materiale și energetice, precum și costurile de exploatare și întreținere.

Pe baza acestor criterii este posibilă întocmirea unui model optimal de conducere a procesului constînd dintr-un ansamblu al principalelor relații care descriu bilanțurile de materiale și energie.

În vederea întocmirii modelului matematic este necesară mai întîi o scurtă analiză a procesului tehnologic. Astfel, considerînd procesul de tratament ca un sistem real, aflat în interacțiune cu exteriorul, rezultă reprezentarea schematică prezentată în figura 1.

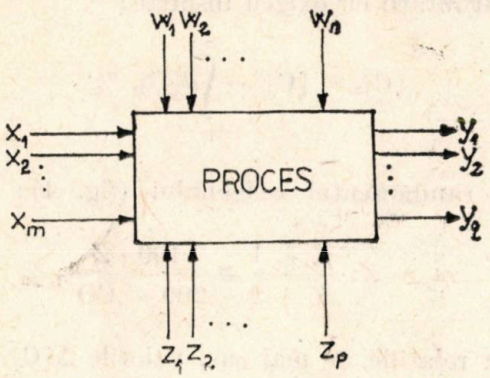


Fig. 1. Reprezentarea schematică a procesului tehnologic

Din această figură rezultă următoarele tipuri de variabile care intervin în cadrul procesului : variabile de intrare controlate și comandate X_i ; variabile de intrare controlate dar necomandate W_i ; variabile de intrare necontrolate și necomandate Z_i (denumite și perturbații ale procesului) ; variabile de ieșire Y_i, reprezentate de mărimile rezultate în urma interacțiunii variabilelor de intrare în cadrul sistemului care constituie procesul de decarburare în vid. După natura acestora, variabilele de ieșire pot fi : variabile de stare (măsurate și controlate) și variabile de proces (determinate prin calcul).

În legătură cu variabilele care definesc procesul, se poate aprecia, în primul rînd, complexitatea evidentă a relațiilor de dependență de tipul :

$$y_i = fi\,(X_i,\ W_i,\ Z_i) \qquad (1)$$

în care X_i, W_i și Z_i reprezintă o variabilă sau un grup de variabile de același tip.

Diferențierea variabilelor de intrare are la bază posibilitățile de măsurare, comandă și reglare ale mărimilor respective, variația acestora în, timp și ponderea influenței lor în cadrul procesului. Se consideră că perturbațiile procesului, deși au o variație aleatoare, prezintă o anumită lege de distribuție care poate fi predeterminată.

Complexitatea procesului, generată de numărul mare de variabile care trebuie considerate (cca 85, din care 25 de tip X_i, 19 de tip W_i, 10 de tip Z_i și 31 de tip Y_i), este completată de lipsa unor relații de legătură avînd rolul de a defini, în mod univoc, rezultatul acțiunii variabilelor de intrare, care, potrivit definiției, sînt considerate independente. Rezolvarea unui astfel de sistem de ecuații (de tipul relației (1)) devine posibilă prin completarea acestuia cu o serie de relații care exprimă legături suplimentare sau excedentare (sub formă de condiții restrictive), pînă cînd sistemul este compatibil și are o soluție bine determinată.

Întrucît în practică se urmărește determinarea unei astfel de soluții care satisface un anumit criteriu de optimizare, variabilele de ieșire se exprimă în modul următor :

— se alege funcția obiectiv, care poate cuprinde una sau mai multe variabile independente și cel puțin o variabilă dependentă, stabilindu-se totodată valoarea optimă care se urmărește (minimă sau maximă) :

$$opt\ [(Y_i) = (f_1(X_j, W_j, Z_j),\ \ldots fk(X_j, W_j, Z_j)] \qquad (2)$$

— se definesc relațiile corespunzător legăturilor funcționale ale procesului :

$$Y_j = f_k(X_k, W_k, Z_k)\ ;\ j = l,\ m \qquad (3)$$
$$j \neq i$$

— se stabileşte numărul de legături suplimentare corespunzător condiţiei de compatibilitate:

$$Y_k = f_l(X_l, W_l, Z_l);\ k = m,\ n \qquad (4)$$
$$n = j + k + l$$

Întrucît sistemul de ecuaţii poate cuprinde relaţii liniare sau neliniare, metoda de rezolvare trebuie aleasă în raport cu natura acestora (programare liniară sau neliniară). Prin alegerea convenabilă a relaţiei (2) şi a numărului necesar de relaţii (4), precum şi funcţie de stadiul cînd acestea intervin în desfăşurarea procesului, se rezolvă sistemul determinînd valoarea optimă a funcţiei-obiectiv şi a restului variabilelor.

O primă dificultate în stabilirea modelului de conducere optimală a procesului o constituie relaţia de dependenţă dintre bilanţul de material şi cel de energie (fiind cunoscut faptul că acesta se desfăşoară fără aport suplimentar de energie) (fig. 2).

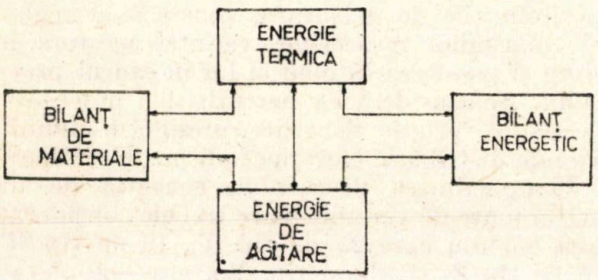


Fig. 2. Interacţiunea bilanţurilor de materiale şi energie

Pe baza celor prezentate anterior, referitor la conducerea procesului de decarburare şi la determinarea conţinutului critic de carbon ($[C]_0$), în continuare sînt arătate principalele soluţii optime rezultate în urma rezolvării diferitelor variante ale sistemului de ecuaţii care definesc modelul matematic stabilit. Astfel, drept funcţii-obiectiv ale procesului, se aleg, cel mai adesea, următoarele: durata totală a tratamentului ($\tau_{trat} = \min$); cantitatea necesară de oxigen ($Q_{O_2} = \min$); randamentul oxigenului insuflat ($\eta_{O_2} = \max$); cantitatea de carbon eliminată prin decarburare în vid ($\Delta[C]) = \max.$); creşterea de temperatură necesară procesului:

$$(\Delta t = \max.\ \text{sau}\ \Delta t = \min.)$$

În ceea ce priveşte legătura dintre bilanţul de materiale şi cel de energie, au fost stabilite şi verificate următoarele relaţii:

— conţinutul iniţial de siliciu (fig. 3):

$$[Si]_i = 5{,}65 - 0{,}57 \cdot \Delta[C] - 0{,}0033 \cdot t_i,\ \% \qquad (5)$$

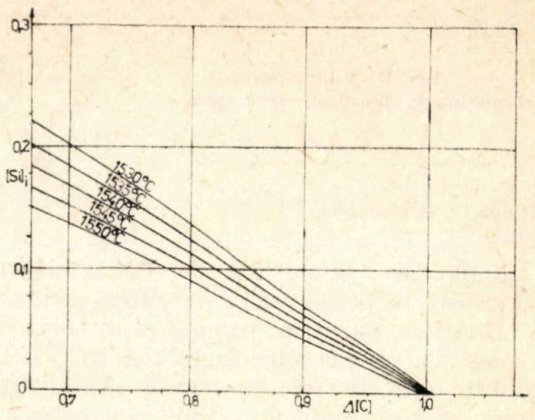


Fig. 3. Diagrama pentru calcularea conţinutului de siliciu necesar la începutul tratamentului VOD

— cantitatea de oxigen minimă, necesară decarburării:

$$Q_{O_2}^{min} = \frac{G_ş}{Z} \cdot \left(800\,[Si]_i + 933 \cdot \Delta[C] \cdot \frac{K+2}{K+1}\right),\ Nm^3 \qquad (6)$$

— viteza de decarburare a băii metalice (în funcţie de parametrii măsurabili):

$$\frac{d[C]}{d\tau} = \frac{Q_{O_2}}{561 \cdot G_ş} \cdot \frac{Z}{200 - CO},\ \%\ C/min \qquad (7)$$

sau

$$\frac{d[C]}{d\tau} = \frac{G_g - Q_{O_2} \cdot \rho_{O_2}}{600 \cdot G_ş},\ \%\ C/min \qquad (8)$$

— variaţia conţinutului de carbon în timpul decarburării cu oxigen insuflat:

$$[C]_\tau = [C]_i - \int_{\tau_i}^{\tau} d[C],\ \% \qquad (9)$$

— randamentul oxigenului (fig. 4):

$$\eta_{O_2} = Z \cdot \frac{K+1}{K+2} \cong \frac{100 \cdot Z}{200 - CO},\ \% \qquad (10)$$

În relaţiile de mai sus, valorile $\Delta[C]$ şi CO se determină astfel:

$$\Delta[C] = [C]_i - [C]_o,\ \% \qquad (11)$$

$$CO = \frac{200 \cdot KZ}{KZ + 100(K+2)},\ \% \qquad (12)$$

unde $K = CO/CO_2$ (raportul indicat de sonda de oxigen).

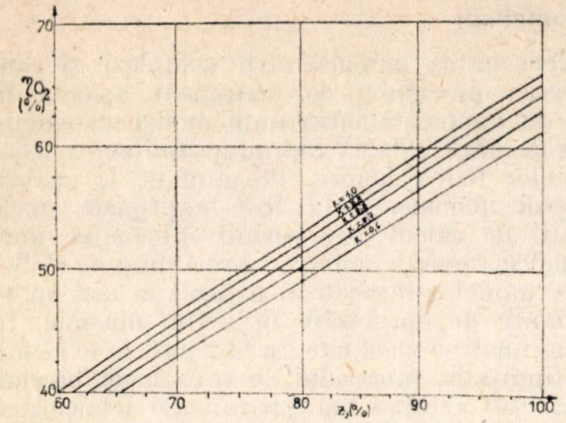


Fig. 4. Diagramă pentru calcularea randamentului oxigenului în timpul insuflării

Valoarea CO se poate determina cu mai multă uşurinţă utilizînd nomograma din figura 5.

În funcţie de criteriul de optimizare ales, rezultă relaţii diferite care se stabilesc pentru calcularea parametrilor de intrare. Pentru exemplificare, sînt prezentate următoarele cazuri:

$$a - \begin{cases} Q_{O_2} = \min. \\ \Delta t = t_{max} - t_i \end{cases} \qquad (13$$

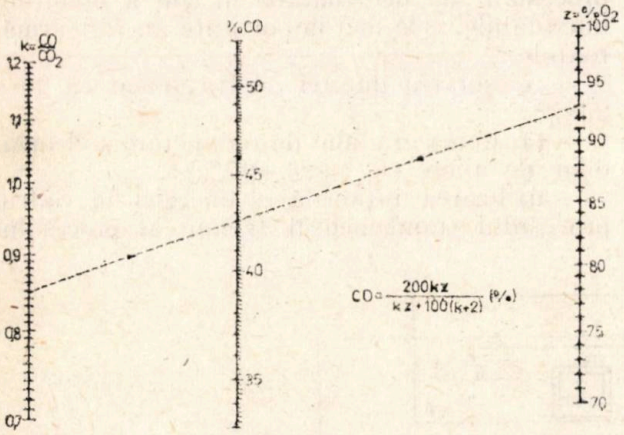


Fig. 5. Nomogramă pentru determinarea conţinutului de CO în gazele evacuate

implică:

$$\Delta[C] = 8{,}14 \times \frac{t}{1000} - 2{,}2 \times [Si]_i, \% \qquad (14)$$

$$b - \begin{cases} \Delta[C] = \max. \\ \Delta t = t_{max} - t_i = 150°C \end{cases} \qquad (15)$$

duce la relaţia (5):

$$c - \begin{cases} (t_{max.} - t_i) = \max. \\ [C]_0 = 0 \end{cases} \qquad (16)$$

determină:

$$\Delta_t = 150 \times \left(\frac{Z}{100}\right)^2 \times \Delta[C] + 270 \times$$

$$\times \left(\frac{Z}{100}\right) \times [Si]_i + 42{,}5, \qquad (17)$$

$$d - \begin{matrix} \eta_{O_2} = \max. \\ \Delta t = t_{max} - t_i \end{matrix} \qquad (18)$$

necesită:

$$K_{nec} = \left(\frac{CO}{CO_2}\right)_{nec} = 1 - \frac{Z}{10^4} \cdot \frac{Z - 73{,}3}{t} \qquad (19)$$

Valoarea η_{O_2} se determină, în acest caz, cu relaţia (10) sau grafic (fig. 4), corespunzător intersecţiei dreptelor $K = K_{nec}$ şi $Z = Z_{efectiv}$. Evident, condiţia $\eta_{O_2} = \max.$ este echivalentă cu:

$$\frac{d[C]}{d\tau} = \max.$$

Toate relaţiile de calcul prezentate au fost stabilite şi verificate pentru desfăşurarea procesului de decarburare fără a se produce în diferite zone fenomene de acumulare sau deficit de oxigen. Aceasta se asigură modificînd corespunzător intensitatea de agitare prin barbotare cu argon a băii metalice, a cărei influenţă asupra vitezei de transport a carbonului la frontul de reacţie este dată de relaţia experimentală:

$$Q_c = [C] \times 0{,}624 \times e^{\frac{1{,}89 \times Q_{Ar}}{100}}, \text{ kg/min} \qquad (20)$$

Ţinînd seamă de variaţia energiei de agitare în funcţie de parametrii procesului, rezultă:

$$q_{Ar}^{min} = 62{,}8 \times \left(1 - \frac{T_{Ar}}{T_b}\right) \times \ln \frac{Q_{O_2}}{624} \times$$

$$\times \left(0{,}37 + \frac{0{,}8}{[C]}\right) \times \left(1 + \frac{p_v}{p_m}\right), \text{ Nl/min} \qquad (21)$$

relaţia fiind valabilă în condiţiile unei dependenţe liniare $\eta_{O_2} = f([C])$. Cu ajutorul relaţiei (21), se asigură desfăşurarea controlată a procesului în ceea ce priveşte viteza de decarburare.

În acest mod, se justifică necesitatea creşterii succesive a debitului de argon insuflat, pe măsură ce conţinutul de carbon tinde spre valoarea $[C]_v$, variaţia sa fiind concomitentă cu a celorlalţi parametri (scăderea Q_{O_2} şi a p_v, creşterea T_b). Calcularea lui q_{Ar} ţine seamă de variaţia în timp a acestora.

În vederea conducerii procesului de elaborare a oţelurilor, modelul prezentat a impus utilizarea, în acest scop, a calculatorului de proces. Sistemul de conducere realizat astfel are la bază legătura permanentă a calculatorului cu procesul de tratament în vid, prin intermediul instalaţiei de automatizare, fără intervenţia ulterioară a operatorului (regim de lucru „on-line"). Corespunzător acestui nivel de conducere, instalaţia de automatizare are rolul de a furniza informaţii asupra desfăşurării procesului tehnologic (măsură şi control), precum şi reglarea parametrilor la valorile necesare optimului urmărit. Succesiunea de informaţii pentru conducerea în regim dinamic este transmisă calculatorului pe bază de program, rezolvarea problemei de optimizare făcîndu-se cu ajutorul algoritmului simplex. Schema simplificată a sistemului de conducere automată a procesului este prezentată în figura 6.

În afara celor arătate în această schemă, sistemul de conducere a fost conceput pentru a asigura stocarea şi prelucrarea ulterioară a datelor, putînd fi utilizat pentru conducerea procesului de elaborare a oricărei mărci de oţel.

Concluzii

Necesitatea automatizării complexe şi conducerea procesului de tratament oxidant în vid au impus stabilirea unui model matematic care asigură o bună reproductibilitate a fenomenelor fizico-chimice. Pornind de la analiza acestor fenomene, au fost exprimate unele relaţii de calcul care permit întocmirea unui model matematic unitar al procesului de elaborare, model care poate fi utilizat în mai multe variante de optimizare în regim dinamic. În urma analizei efectuate au fost puse în evidenţă continuitatea procesului de tratament, precum şi efectul acţiunii unor parametri tehnologici. Modelul stabilit a fost implementat cu ajutorul calculatorului, urmărindu-se drept criteriu de optimizare durata minimă a tratamentului în vid. Acesta este un indicator complex care cuprinde corelarea următorilor factori :

— insuflarea cantităţii minime necesare de oxigen ;

— controlul riguros al regimului de insuflare ;

— utilizarea raţională a energiei în timpul desfăşurării procesului ;

— alegerea corespunzătoare a succesiunii şi duratei fazelor procesului în vederea încadrării în condiţiile de calitate şi eficienţă economică.

Dintre efectele obţinute în urma optimizării procesului de decarburare în vid a oţelurilor inoxidabile, cele mai importante au fost următoarele :

— micşorarea duratei de tratament cu 20—25% ;

— creşterea gradului de recuperare a elementelor de aliere ($\eta_{Cr} = 96—97\%$) ;

— utilizarea raţională a energiei în cadrul procesului (randamentul termic al procesului

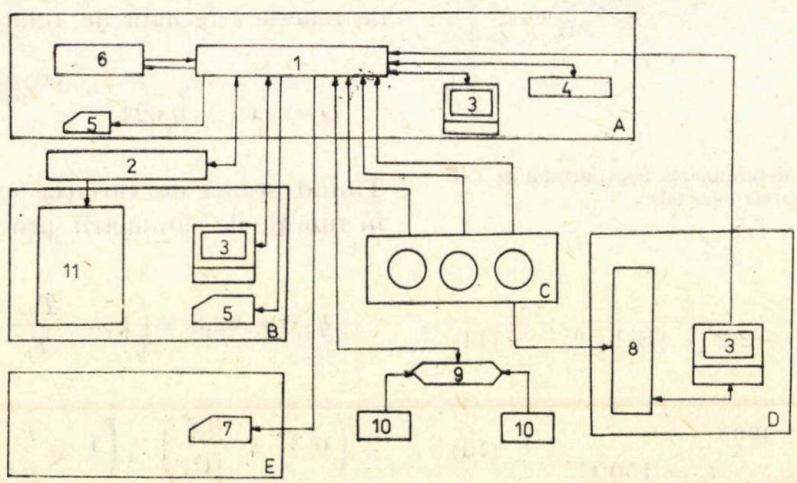


Fig. 6. Schema sistemului de conducere a procesului cu ajutorul calculatorului: *A* — camera calculatorului; *B* — cabina de comandă (instalaţia de tratament); *C* — instalaţia de tratament; *D* — laboratorul spectral; *E* — cabina de comandă (cuptorul electric); 1 — calculatorul de proces; 2 — interfaţa; 3 — terminale; 4 — stocarea datelor (banca de date); 5 — imprimanta; 6 — memoria; 7 — teleimprimatorul; 8 — cuantovacul; 9 — cîntarul electronic; 10 — cîntarul macara de turnare; 11 — instalaţia de automatizare

crescînd cu 4,7%, iar consumul de argon s-a diminuat cu 20—25%);

— micşorarea cheltuielilor de fabricaţie a oţelului;

— creşterea stabilităţii desfăşurării procesului şi a reproductibilităţii rezultatelor urmărite. Pe baza acestora, se poate aprecia conducerea procesului cu ajutorul calculatorului ca o soluţie de real progres tehnic.

Notaţiile folosite în articol:

$[e]_i$ — conţinutul de elemente la începutul tratamentului, %;

$[e]_0$ — conţinutul de elemente la sfîrşitul insuflării oxigenului, %;

t_i — temperatura oţelului la începutul tratamentului în vid, °C;

t_{max} — temperatura oţelului la sfîrşitul insuflării oxigenului, °C;

τ_i — momentul insuflării oxigenului, min;

$G_ş$ — greutatea şarjei de oţel, t;

ρ_{O_2} — densitatea oxigenului insuflat, kg/Nm³;

Z — conţinutul de oxigen (puritatea) în oxigenul insuflat, %;

$\frac{d[C]}{d\tau}$ — viteza de decarburare, %C/min;

Q_{O_2} — debitul de oxigen insuflat, Nm³/h;

q_{Ar} — debitul de argon insuflat pentru barbotarea oţelului, Nl/min.;

T_{Ar} — temperatura absolută a argonului insuflat, K;

T_b — temperatura absolută a oţelului, K;

p_e — presiunea absolută în instalaţie, torr;

p_m — presiunea metalostatică a băii metalice, torr.

BIBLIOGRAFIE

[1] Tripşa, I. *Retopirea şi rafinarea oţelurilor*. Bucureşti, Ed. Tehnică, 1984.

[2] Dragomir, I. *Teoria proceselor siderurgice*. Bucureşti, Ed. Tehnică, 1985.

[3] Kudrin, V. A. *Steelmaking*. Moscova, Ed. Mir, 1985.

[4] * * * *Tehnologische Fregen der Erzeugung von Stahl*. Freiberger Forschungshefte, B 23/1982.

[5] Steelmaking Transactions, ISIJ, Japonia, 25,1985.

[6] * * * *Procedee de metalurgie în oală pentru creşterea calităţii oţelului*. Simpozion internaţional VSETIN, R.S.C., 1982.

[7] Knupel, H. *Desoxidation und Vakuumbehandlung von Stahlschmelzen*. Duseldorf, Verlag Stahleisen, 1969.

[8] * * * In: Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 22, 25, 26, 1987.

[9] * * * *Injecţionnaia metallurghiia*. Moscova, Ed. Metallurghiia, 1982.

[10] * * * Anhaltszahlen fürden Wärmewirtschaft in Eisenhüttenwerken, Verlag Stahleisen, 1969.

[11] Kaufmann, A. *Metode şi modele de cercetări operaţionale*. Bucureşti, Ed. Ştiinţifică, 1967.

[12] Taloi, D., Berceanu, E. *Optimizarea proceselor metalurgice*. Bucureşti, Ed. Didactică şi Pedagogică, 1983.

[13] Taloi, D. *Optimizarea proceselor tehnologice*. Bucureşti, Ed. Academiei, R.S.R., 1987.

[14] Baciu, A. *Aplicaţii ale cercetării operaţionale*. Bucureşti, Ed. Militară, 1988.

Utilizarea analizei cu microscopul electronic la studierea morfologiei martensitei în oţelurile de înaltă rezistenţă din clasa Cr—Mo—B—V—Ni

Dr. ing. Mihaiela Isac
Institutul Politehnic Bucureşti

CZ: 621.785: 669.14.018

Clasa oţelurilor de construcţie, sudabile, cu rezistenţă ridicată, slab aliate şi microaliate, cu denumirea indigenă I.R.S.A., cunoaşte, în prezent, o dezvoltare puternică, determinată şi de răspîndirea oţelurilor utilizate în stare călită şi revenită.

Condiţia esenţială, în cazul utilizării acestei categorii de oţeluri, este în primul rînd cunoaşterea legăturii dintre structură şi proprietăţi, în scopul folosirii eficiente a mecanismelor de durificare specifice:

— durificarea prin alierea soluţiei solide — austenită, martensită autorevenită sau ferită;

— durificarea prin creşterea densităţii de defecte cuprinzînd durificarea prin dislocaţii şi durificarea prin creşterea limitelor de grăunte;

— durificarea prin precipitarea elementelor de aliere şi microaliere în austenită, martensită autorevenită sau ferită.

Dezvoltarea mijloacelor moderne de cercetare a structurii prin microscopie electronică, dezvoltarea teoriei dislocaţiilor, înţelegerea efectelor prezenţei şi mişcării dislocaţiilor în condiţiile alierii şi microalierii acestor oţeluri au constituit condiţii necesare ascensiunii acestei clase de oţeluri.

Lucrarea urmăreşte prezentarea caracteristicilor structurale ale oţelului de tip C—Mn—Cr—Mo—B—V—Ni (tab. 1).

Structura oţelului după călire în apă de la temperatura de 920°C este alcătuită din martensită şi bainită inferioară.

Din punct de vedere cristalo-morfologic, martensita are un aspect în şipci (fiind denumită şi martensită în şipci), avînd reţeaua C.V.C. şi fiind alcătuită din pachete cu o mare densitate de dislocaţii ($0{,}3—0{,}9 \times 10^{2}$ cm^{-2}).

Pachetele sînt alcătuite din şipci paralele, fiecare pachet conţine o matrice a şipcilor cu orientare identică, separate numai prin limite la unghiuri mici (< 20°C), precum şi seturi de şipci cu orientări diferite, separate de matrice prin limite la unghiuri mari.

Cristalele individuale din martensita în şipci nu pot fi observate distinct cu mijloacele de cercetare ale microscopiei optice, la care se observă doar pachete cu dimensiunile de 2×10 μm în care se disting dungi paralele, adiacente. Cu ajutorul microscopiei electronice se poate observa substructura pachetelor alcătuite din subgrăunţi, cu uşoară diferenţă de orientare între ei, avînd forma unor lame subţiri, cu grosimi de la 0,1 μm la cîţiva microni.

Alături de martensita în şipci, după călirea în apă a oţelului C—Mn—Cr—Mo—B—V—Ni apare şi bainita inferioară, asociere care conferă acestor oţeluri o tenacitate superioară celei corespunzătoare unei structuri complet martensitice.

Determinările structurale au fost efectuate pe un microscop electronic tip JEM C X JEOL cu anexă de baleiaj ASID cu rezoluţia reţelei de 2,04 Å, rezoluţia punct-punct 3,0 Å şi posibilităţi de mărire de 70—250 000 ori.

Au fost utilizate probe (din oţelul analizat) cu dimensiunile Ø 3 mm, subţiate electrolitic într-o soluţie de acid percloric 20% în alcool etilic, la —30°C şi tensiune de lucru de 30 V în regim dinamic şi 6 V în regim static, pentru observarea foliilor prin transmisie şi la tensiunea de 10—15 V, pentru determinări de microscopie electronică prin baleiaj (Scanning).

Tabelul 1

Caracteristicile structurale ale oţelurilor C—Mn—Cr—Mo—B—Y—Ni

Marca de oţel	Analiza compoziţiei chimice	Compoziţia chimică, %										
		C	Mn	Si	S	P	Cr	Mo	B	Al	V	Ni
C—Mn—Cr Mo—B	*L*	0,2	1,00	0,37	0,013	0,017	0,9	0,43	0,0046	0,008	0,008	0,74
	P_1	0,2	1,00	0,35	0,019	0,018	0,98	0,41	0,0080	0,006	0,006	0,72
	P_2	0,2	0,99	0,34	0,018	0,017	0,98	0,43	0,0083	0,004	0,006	0,74

L — analiza compoziţiei chimice pe oţel lichid;
P_1, P_2 — analiza compoziţiei chimice la capul şi piciorul lingoului

În figura 1, *a* și *b* sînt prezentate imagini de electroni secundari realizate prin baleierea cu un fascicul primar de electroni a suprafețelor probelor de oțel călite de la temperatura de 920°C în apă. S-a utilizat o tensiune de accelerare a electronilor de 60 kV. Imaginile pun în evidență duplexul bainită inferioară — martensită în șipci.

În interiorul acelor de bainită inferioară se observă precipitate de carburi grosolane orientate la 60° față de axa plachetei, distribuite în matrice feritică de culoare închisă (fig. 1). Între șipcile de martensită și în interiorul acestora, precum și pe interfețele bainită-martensită, se observă precipitate mai fine decît cele din componența bainitei.

Tipul morfologic de martensită în șipci a fost pus în evidență prin imagini de electroni transmiși, obținute cu microscopul electronic pe folii subțiri, în cîmp luminos și în cîmp întunecat, precum și prin imagini obținute prin difracția electronilor pe arii selectate (fig. 2).

În figura 2, *a*, *a'*, *b*, *b'* și *b''* sînt prezentate imagini de electroni transmiși la măriri de 20 000 : 1, precum și imagini de difracție electronică pe arii selectate, realizate pe probe din oțel călit de la temperatura de 920°C în apă; determinările au fost realizate la tensiune de accelerare a electronilor de 120 kV.

Imaginile obținute cu electroni transmiși pun în evidență distribuția alternantă a șipcilor în martensită (fig. 2, *a*, *a'*), precum și o mare densitate de dislocații specifice acestei martensite.

Imaginile inelare de difracție electronică constituite din inele concentrice sînt caracteristice martensitei. Tot prin difracția electronilor pe arii selectate este evidențiată și carbura de tip $Fe_{2,4}C$ din bainita inferioară (fig. 2, *b*, *b' b''*).

Elementele de aliere și microaliere din oțelul analizat influențează cinetica proceselor care au loc la revenire, întîrziindu-le astfel încît pierderea coerenței carburii ε și descompunerea avansată a structurilor de călire cu formarea carburii de echilibru Fe_3C au loc începînd cu temperatura de 450°C, atunci cînd încep și procesele de recristalizare în matrice.

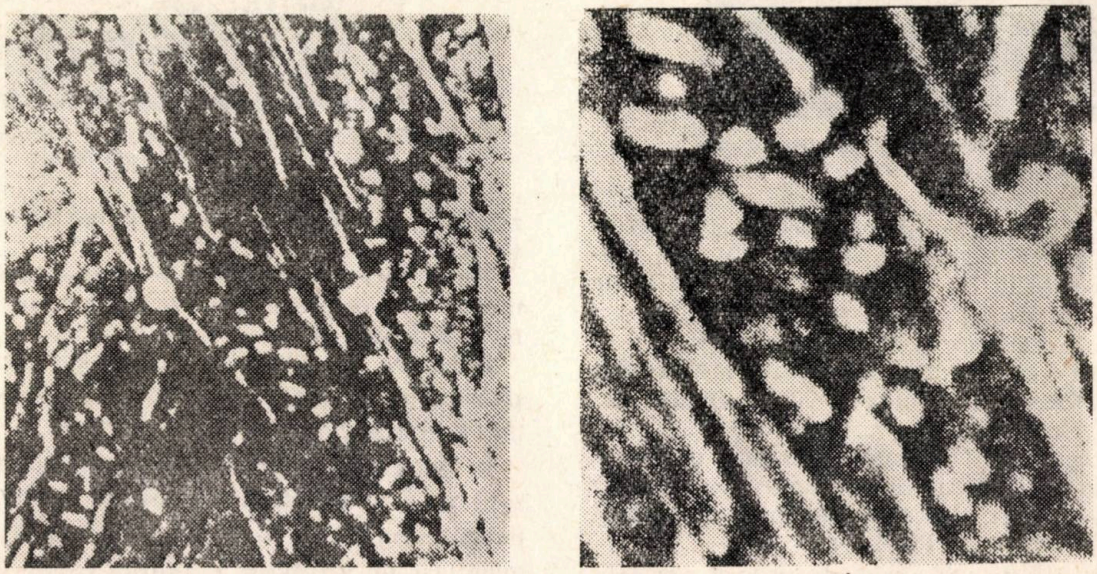
Descompunerea bainitei se produce începînd tot de la temperatura de 450°C, în cristalele de bainită apărînd celule cu densitate de dislocații mică în centru și mare la margine, ca efect al poligonizării matricei.

La creșterea temperaturii în intervalul cuprins între 450 și 600°C, în cristalul de bainită, celulele de ferită devin mai nete, cresc în dimensiuni (apar subgrăunți cu limite la unghiuri mici, libere sau aproape libere de dislocații). Pe măsura creșterii subgrăunților pot să apară limite la unghiuri mari în matricea feritică poligonizată, ceea ce înseamnă începutul recristalizării primare a matricei.

În figura 3 sînt prezentate imagini de electroni secundari, realizate prin baleierea cu un fascicul de electroni a suprafeței probelor din oțel călit de la temperatura de 920°C, în apă, și revenit la 570°C/90'/aer, utilizîndu-se tensiuni de accelerare de 60 kV.

În figura 4 sînt prezentate imagini de electroni secundari, realizate pe probe din oțel călit de la temperatura de 920°C și revenit la 700 C/90'/aer, la tensiuni de accelerare a electronilor de 100 kV.

După revenire la temperatura de 570°C, se evidențiază precipitarea elementelor de aliere și microaliere, orientată și reprezentată de carburi grosolane distribuite pe limitele foștilor grăunți de austenită. Revenirea la 700°C pune



a *b*

Fig. 1. Imagini de microscopie electronică prin baleiaj pe probe călite; *a* — mărire: 20 000: 1; *b* — mărire: 50 000: 1

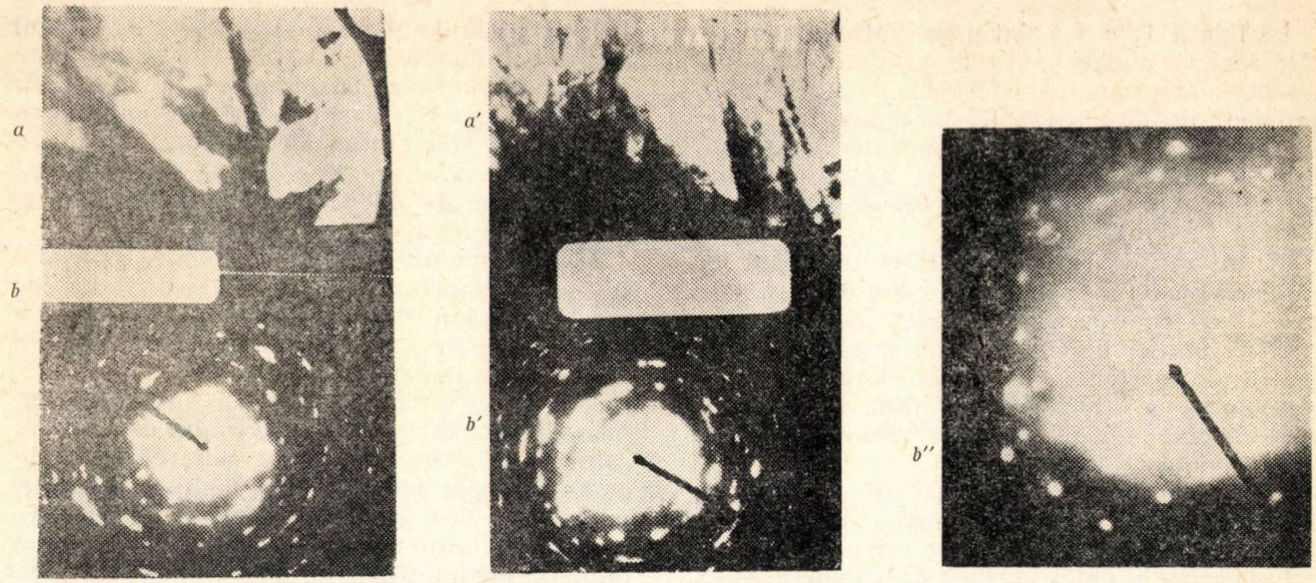


Fig. 2. Imagini de microscopie electronică pe folii subțiri; *a*, *a'* — imagini obținute prin transmisie de electroni; *b*, *b'*,*b''* — imagini obținute prin difracție de electroni

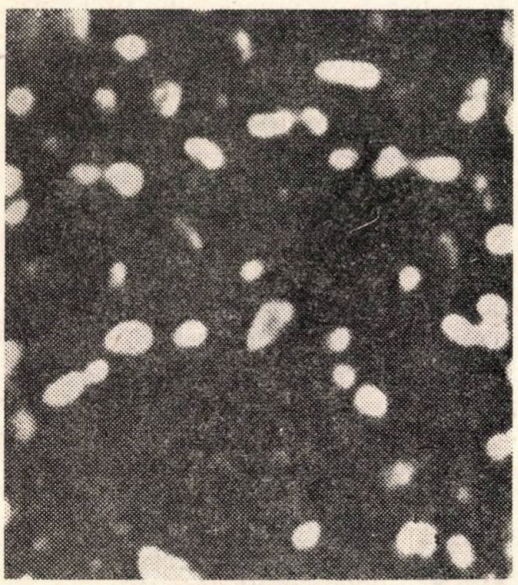


Fig. 3. Imagini de microscopie electronică prin baleiaj; mărire: 50 000: 1

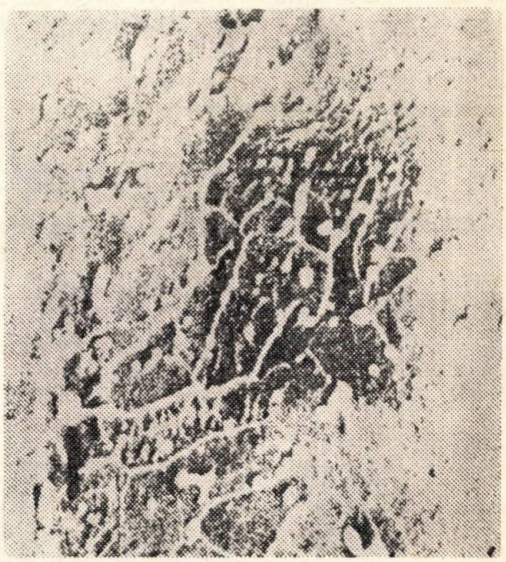


Fig. 4. Imagini de microscopie electronică prin baleiaj; mărire: 10 000: 1

în evidență fenomenul de coalescență a precipitatelor. Carburile și nitrurile de B, V, Al, precum și carburile de crom (Cr_7C_3, $Cr_{23}C_6$) și de molibden $(FeMo)_{23}C_6$ au distribuție horofilă sau uniformă în matrice feritică (horofobă).

În figura 5 sînt prezentate, pentru oțelul călit de la 920°C/apă și revenit la 700°C/90'/aer, următoarele imagini :

a — imagini de electroni secundari, obținute prin baleiaj la tensiuni de accelerare de 100 kV ;

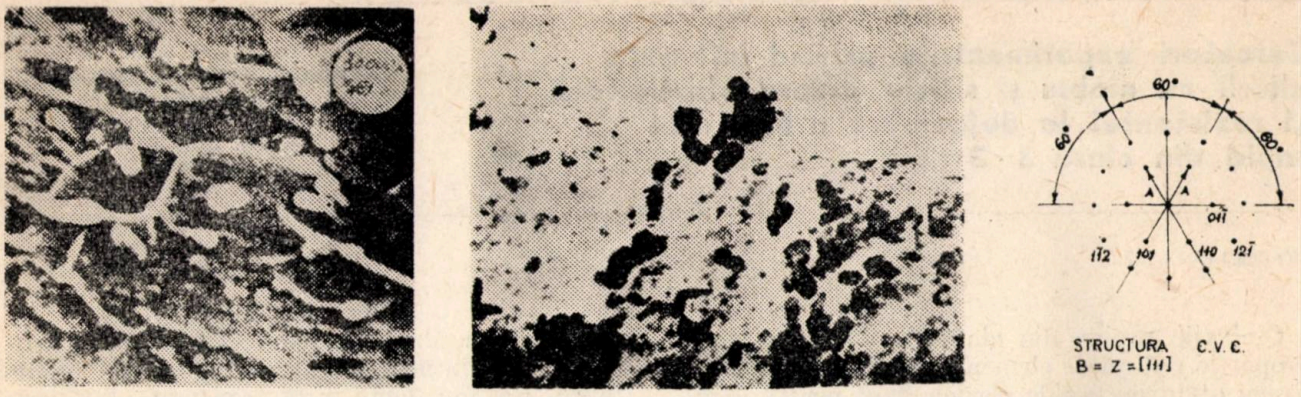
b — imagini de electroni transmiși la tensiunea de accelerare de 120 kV ;

c — imagini de difracție electronică pe arie selectată, care evidențiază faza feritică reprezentînd matricea, și respectiv carbura de tip $Cr_{23}C_6$.

După revenire la 700°C se evidențiază fenomenul de coalescență a carburilor, precum și recristalizarea matricei feritice (fig. 5, *a*).

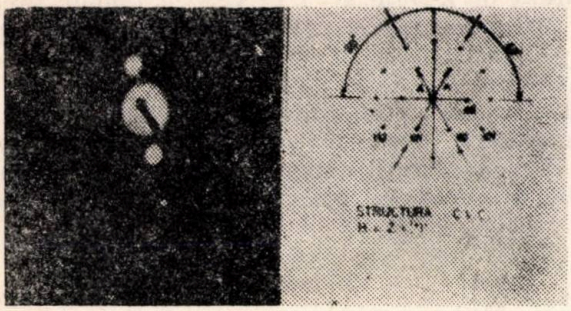
Imaginea de electroni transmiși (fig. 5, *b*) prezintă o densitate mare de precipitate distribuite în matricea feritică.

În imaginea de difracție a electronilor, realizată pe arie selectată, cu aspect inelar, corespunzătoare feritei, s-au identificat pozițiile din imaginea de difracție a soluției solide pe baza carburii de tip $M_{23}(B, C)_6$ (fig. 5, *e*).



a *b* *c*

Fig. 5. Imagini de microscopie electronică obținute prin: *a* — baleiaj; mărire: 30 000: 1; *b* — transmisie; mărire: 30 000: 1; *c*, *d*, *e* — difracție de electroni



d *e*

În fig. 5, *c* sînt prezentate pozițiile electronilor în imaginea de difracție electronică a feritei.

Analiza efectuată cu microscopul electronic, a permis studierea în detaliu a tipului morfologic al martensitei și bainitei din structura oțelului C—Mn—Cr—Mo—B—V—Ni călit, a structurilor sorbitice obținute prin revenire, precum și urmărirea proceselor de precipitare a elementelor de aliere și microaliere în matrice bainito-martensitică sau feritică, înlesnind caracterizarea structurală a materialului analizat.

BIBLIOGRAFIE

[1] Isac, Mihaiela. *Cercetări privind specificul transformărilor structurale și modificările de proprietăți la deformarea plastică și tratamentul termic al unor oțeluri microaliate.* Teză de doctorat, I.P.B., 1986.

[2] Tilkin, M. A., Bolsakov, V. I. *Structura svoistva stroitelnoi stali.* Mosocova, Metallurghiia, 1983.

[3] Nishiyama, Z. *Martensitic Transformation.* New York, San Francisco, Academic Press, 1978.

Cercetări experimentale privind influența alierii cu niobiu și siliciu asupra plasticității și rezistenței la deformare a unui oțel rapid din clasa 3—3—2

Dr. ing. R. Șaban
Institutul Politehnic București
ing. Iulia Pătrol
C.O.S. Tîrgoviște
și ing. Leila Alim
C. M. Tulcea

CZ: 669.14.018.152.3

Oțelurile rapide din clasa 3—3—2 conțin o proporție redusă de elemente de aliere comparativ cu oțelurile rapide clasice, fapt pentru care și structura primară prezintă un grad de neuniformitate chimică și structurală mai mic, cu efecte favorabile asupra comportării oțelului la deformarea plastică la cald.

Alierea suplimentară cu niobiu și siliciu, în scopul îmbunătățirii caracteristicilor de exploatare, influențează însă negativ condițiile de deformare plastică la cald prin creșterea rezistenței la deformare și prin micșorarea plasticității, datorită tendinței niobiului de a forma carburi simple de tipul Nb_4C_3, Nb_2C, NbC foarte dure, stabile și greu deformabile.

În vederea evidențierii influenței alierii cu niobiu și siliciu asupra plasticității și rezistenței la deformare a oțelurilor rapide din clasa 3—3—2, au fost elaborate două șarje experimentale într-un cuptor cu inducție cu o capacitate de 50 kg și o putere instalată de 120 kW.

S-a obținut cîte un singur lingou pe șarjă, cu masă 26,5 kg și secțiune rotundă.

Compoziția chimică a șarjelor experimentale este prezentată în tabelul 1.

Lingourile au fost deformate plastic prin forjare cu un coroiaj $C = 8$, țaglele obținute fiind apoi recoapte în vederea asigurării prelucrabilității prin așchiere.

În scopul determinării plasticității și a rezistenței la deformare a șarjelor experimentale, a fost utilizată metoda torsiunii la cald.

Aprecierea plasticității s-a făcut prin intermediul numărului de răsuciri pînă la rupere, iar cea a rezistenței la deformare prin valoarea momentului. Determinările au fost efectuate în intervalul de temperaturi 850—1 200°C, din 50 în 50°C, cîte două probe pentru fiecare temperatură. Încălzirea epruvetelor a fost realizată în mediu neutru (argon). Viteza de deformare ε a fost menținută constantă la nivelul 1,0 s^{-1}.

Valorile comparative ale plasticității, respectiv rezistența la deformare pentru cele două șarje studiate sînt prezentate în figurile 1 și 2 (viteza de deformare $\varepsilon = 1 : s^{-1}$; timpul pînă la rupere $t = 1{,}31 - 3{,}79$ s; $n = NT$ în care $N = 4{,}595$ rot/s; M — momentul, Nm; n — momentul de rotație pînă la rupere).

Din analiza comparativă a rezultatelor experimentale, obținute pentru șarjele studiate, se desprind cîteva aspecte importante privind influența alierii cu niobiu și siliciu asupra plas-

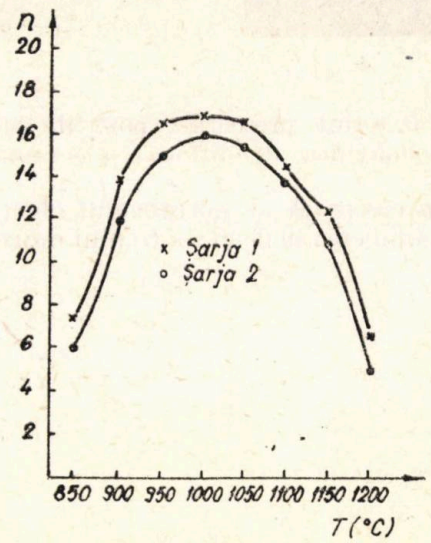


Fig. 1. Variația plasticității cu temperatura de încălzire în vederea deformării plastice

Tabelul 1

Compoziția chimică a celor două șarje experimentale

Șarja	Compoziția chimică, %									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	W	Nb
1	0,95	0,67	0,28	0,010	0,020	3,90	3,40	2,00	3,30	—
2	1,05	0,70	0,29	0,010	0,018	3,97	3,30	1,98	3,25	1,02

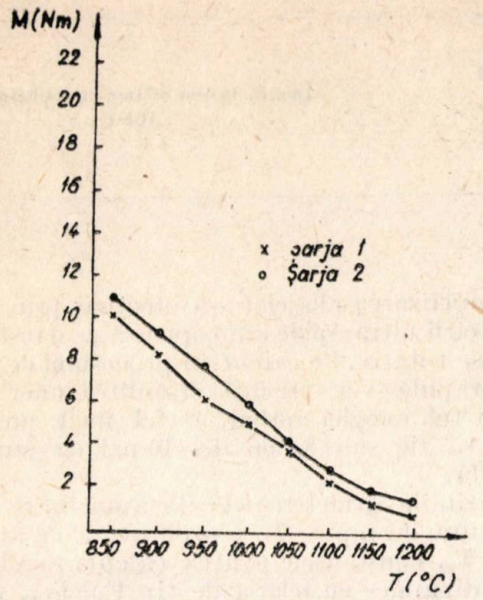


Fig. 2. Variaţia rezistenţei la deformare cu temperatura de încălzire în vederea deformării plastice

ticităţii şi rezistenţei la deformare a oţelurilor rapide din clasa 3—3—2.

Astfel, alierea cu niobiu are ca efect reducerea importantă a valorilor de plasticitate şi creşterea corespunzătoare a rezistenţei la deformare. Acest fapt se datorează tendinţei niobiului de a forma carburi dure şi greu deformabile.

Studiile de quantimetrie efectuate asupra materialelor şarjelor experimentale în stare forjată (C = 8) relevă că alierea cu niobiu are ca efect atît creşterea proporţiei de carburi de la cca 12%, în cazul şarjei 1, la cca 16% în cazul şarjei 2, cît şi creşterea diametrului mediu al carburilor de la 0,0025 mm pentru şarja 1, la 0,0027 mm pentru şarja 2.

Analiza roentgenostructurală calitativă a fazelor existente în oţelurile studiate relevă, în cazul alierii cu niobiu (şarja 2), formarea carburilor NbC şi Nb_4C_3, foarte stabile, dure şi greu deformabile, care explică tendinţa de micşorare a plasticităţii şi creşterea rezistenţei la deformare a oţelului.

Creşterea proporţiei de siliciu de la 0,30% Si valoare maximă recomandată pentru oţelurile rapide din clasa 3—3—2 la cca 0,70% Si în şarjele experimentale, are ca efect o uşoară reducere a valorilor de plasticitate. Acest fapt poate fi explicat pe baza solubilităţii ridicate a siliciului în fier. Studiile efectuate la microsonda electronică pe probe în stare forjată (fig. 3) evidenţiază concentrarea siliciului în masa metalică de bază, prezentînd segregări sesizabile în special în microzonele din vecinătatea carburilor, fapt pentru care procesele de fărîmiţare şi dispersie a carburilor se îngreuiază.

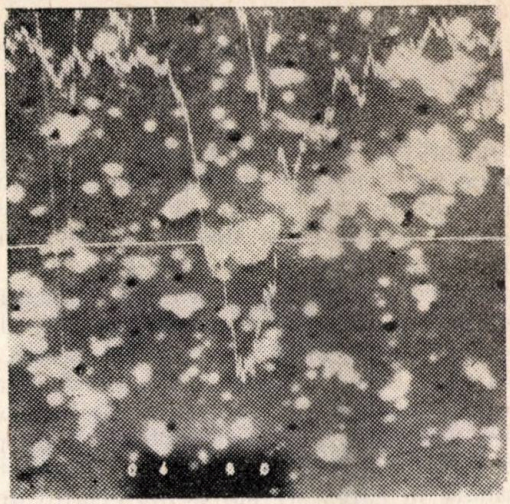


Fig. 3. Imaginea de compoziţie şi profilul curbelor de variaţie a Si şi Nb pe direcţia trasată pentru materialul şarjei 2 în stare forjată; mărire: 1200: 1

Concluzii

Oţelurile rapide din clasa 3—3—2, datorită proporţiei reduse de elemente de aliere carburigene (în special wolfram), prezintă plasticitate mai ridicată şi rezistenţă la deformare mai scăzută, comparativ cu oţelurile rapide clasice (18—0—1 şi 6—5—2).

Alierea cu niobiu determină creşterea proporţiei de carburi prin formarea carburilor de tip NbC şi Nb_4C_3, avînd ca efect micşorarea plasticităţii, creşterea rezistenţei la deformare, precum şi restrîngerea intervalului de temperaturi în care plasticitatea prezintă valori maxime.

Alierea cu siliciu în proporţie de cca 0,70% Si determină o uşoară micşorare a valorilor de plasticitate datorită tendinţei siliciului de a „lega" mai strîns carburile de masa metalică de bază, îngreuind, astfel, fărîmiţarea şi dispersia carburilor.

BIBLIOGRAFIE

[1] Drăgan, I. *Tehnologia deformării plastice.* Bucureşti, Ed. Didactică şi Pedagogică, 1976.
[2] Popescu, V., Drăgan, I., Alexandru, T. *Tehnologia forjării.* Bucureşti, Ed. Tehnică, 1980.
[3] Rău, Al., Vacu, Silvia. *Elaborarea oţelurilor de scule.* Bucureşti, Ed. Tehnică, 1974.

Proprietăţi fizico-mecanice ale unor aliaje metal de tranziţie — metaloid solidificate ultrarapid

Ing. C. Ianeu şi ing. G. Gherghişor
ICEM

CZ: 621.785

Proprietăţile fizico-mecanice ale produselor metalice cu structură amorfă sînt determinate de arhitectura structurală şi starea lor termodinamică, atomii fiind distribuiţi fără ordine topologică la distanţă mare, păstrîndu-se ordinea chimică şi topologică la mică distanţă. În produsele metalice cu structură amorfă, atomii ocupă spaţiul în mod omogen şi izotrop, asemenea unui lichid „îngheţat". Acest fapt are o consecinţă majoră asupra proprietăţilor macroscopice, respectiv asupra complexului de parametri fizico-mecanici, ca răspuns la solicitările exterioare la care este supus materialul amorf. Umplerea omogenă a spaţiului duce, în general, la îmbunătăţirea proprietăţilor fizico-mecanice ale materialelor metalice amorfe.

Cunoaşterea proprietăţilor fizico-mecanice ale acestor materiale constituie un pas important pe calea utilizării lor în diferite aplicaţii.

Pentru determinarea proprietăţilor trebuie să se aibă în vedere faptul că materialele metalice amorfe se pot obţine sub formă de benzi sau fire, a căror grosime este de maximum 50—100 μm.

Deoarece aceste materiale au apărut relativ recent, nu există încă aparatură specializată pentru determinarea proprietăţilor fizico-mecanice, ci numai metode de lucru care au la bază procedee clasice, adaptate la particularităţile produsului metalic amorf.

Metoda de cercetare

Ca încărcătură a fost utilizat materialul cristalin sub formă de lingou. Elaborarea s-a efectuat într-un cuptor cu inducţie de tip IMSL.

S-au elaborat două aliaje de tip metal de tranziţie-metaloid, uşor amorfizabile, şi anume : $Fe_{80}B_{20}$ şi $Fe_{40}Ni_{40}B_{20}$. Materia primă utilizată la elaborare a constat din fier Armco, ferobor şi nichel metalic.

Amorfizarea aliajelor s-a efectuat prin metoda răcirii ultrarapide din topitură pe o instalaţie cu disc rotativ. Pe parcursul procesului de răcire ultrarapidă s-a urmărit stabilirea unor parametri tehnologici optimi, astfel încît produsul finit să fie sub formă de benzi cu stuctură amorfă.

Mărimile caracteristice de amorfizare (temperatura de topire T_t, temperatura de amorfizare T_g, constantele pentru calcularea viscozităţii dinamice cu relaţia de tip Fulcher, $\eta = A \exp [B/(T - T_0)]$ şi viteza critică de răcire ultrarapidă V_{cr}), utilizate conform cu datele din literatura de specialitate [1], sînt prezentate în tabelul 1.

Tehnologia pentru realizarea benzilor răcite ultrarapid a cuprins următoarele etape : încărcarea creuzetului instalaţiei cu aliajul cristalin ; purjarea creuzetului cu argon ; topirea materialului ; introducerea argonului sub presiune şi ejectarea materialului topit pe suprafaţa discului în rotaţie.

Au fost obţinute astfel benzi cu secţiunea de 9 × 0,030 mm din aliajul $Fe_{80}B_{20}$, cu secţiunea 9 × 0,030 mm şi respectiv 12 × 0,035 mm din aliajul $Fe_{40}Ni_{40}B_{20}$.

Densitatea aliajelor obţinute prin răcire ultrarapidă din topitură s-a determinat folosind metoda lui Arhimede.

Duritatea probelor prelevate din aceste benzi s-a determinat cu ajutorul unui microdurimetru Vickers.

Analiza microstructurii s-a efectuat prin microscopie electronică prin transmisie, utilizîndu-se un microscop electronic JEM—10cX de 100 KeV. Obţinerea foliilor s-a realizat prin subţiere electrolitică pe o instalaţie tip METALTHIN, cu jet dublu. Electrolitul a constat din 90% acid acetic glacial şi 10% acid percloric, la temperatura de —5°C ; intensitatea optimă de lucru a fost de 40 mA la o tensiune de 40 V.

Tabelul 1

Mărimile caracteristice de amorfizare

Aliajul	T_t, K	T_g, K	$T_t - T_g$, K	T_g/T_t, K	Constantele pentru calcularea viscozităţii			V_{cr}, K/s
					A, $10^{-4} \times$ P	C, K	T, K	
$Fe_{80}B_{20}$	1448	760	688	0,52	3,3	4630	638	10^6
$Fe_{40}Ni_{40}B_{20}$	1352	720	632	0,53	3,78	4500	601	$3{,}5 \cdot 10^5$

Rezultate experimentale

Compoziția chimică a aliajelor elaborate s-a determinat pe probe prelevate din lingourile în stare cristalină. Rezultatele obținute sînt prezentate în tabelul 2.

Tabelul 2

Compoziția chimică a aliajelor*

Aliajul	Fe, %	Ni, %	B, %
$Fe_{80}B_{20}$	rest	—	3,80
$Fe_{40}Ni_{40}B_{20}$	rest	48,9	4,40

* Datele sînt prezentate în procente de masă

Pe banda obținută din aliajul $Fe_{40}Ni_{40}B_{20}$ s-au efectuat determinări de densitate. Dimensiunile probelor analizate au fost 150 × 9 × 0,030 mm. Se precizează că grosimea de 30 μm este „grosimea aparentă" deoarece, așa cum rezultă și din liteatura de specialitate, banda prezintă variații de grosime pe secțiune de pînă la 30%. În urma determinărilor experimentale ale densității s-au obținut prin calcul volumul, aria secțiunii transversale și grosimea medie a probelor analizate.

Tabelul 3

Rezultatele obținute în urma experimentărilor asupra densității*

Numărul probei	d, g/cm³	V, $10^{-4} \times cm^3$	S_{med} $10^{-4} \times cm^2$	g_{med}, μm
1	7,8137	214	14	15
2	7,8293	211	14	15
3	7,6000	245	16	18

* Rezultatele reprezintă media a trei determinări

Tabelul 4

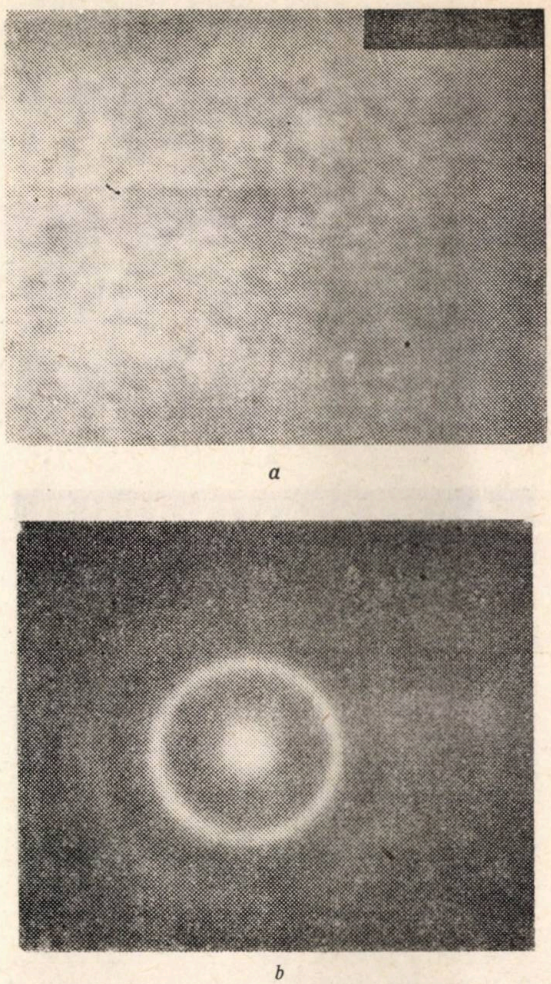
Rezultatele obținute în urma determinărilor de microduritate HV

Numărul probei / Aliajul	$Fe_{80}B_{20}$	$Fe_{40}Ni_{40}B_{20}$
1	1140	1016
2	1149	1024
3	1150	1014

Datorită grosimii reduse a benzilor obținute prin răcire ultrarapidă, duritatea s-a determinat prin metoda microdurității Vickers. Microduritatea HV s-a determinat pe probe din aliajele $Fe_{80}B_{20}$ și $Fe_{40}Ni_{40}B_{20}$, cu secțiunea de 9 × 0,030 mm. Rezultatele obținute reprezintă media a trei determinări și sînt prezentate în tabelul 4.

Microstructura benzii a fost analizată pe probe din aliajul $Fe_{40}Ni_{40}B_{20}$, prelevate din benzile cu grosimea de 30 și respectiv 35 μm.

În cazul probelor prelevate din banda cu grosimea de 30 μm, imaginile obținute sînt prezentate în figura 1. Aceste imagini sînt caracteristice materialelor metalice cu structură amorfă [2], [3].



a

b

Fig. 1. Micrografia electronică de transmisie pentru aliajul $Fe_{40}Ni_{40}B_{20}$, *a*, și imaginea de difracție a electronilor, *b*, ale benzilor cu grosimea de 30 μm

Probele prelevate din banda cu grosimea de 35 μm au prezentat o structură microcristalină (fig. 2).

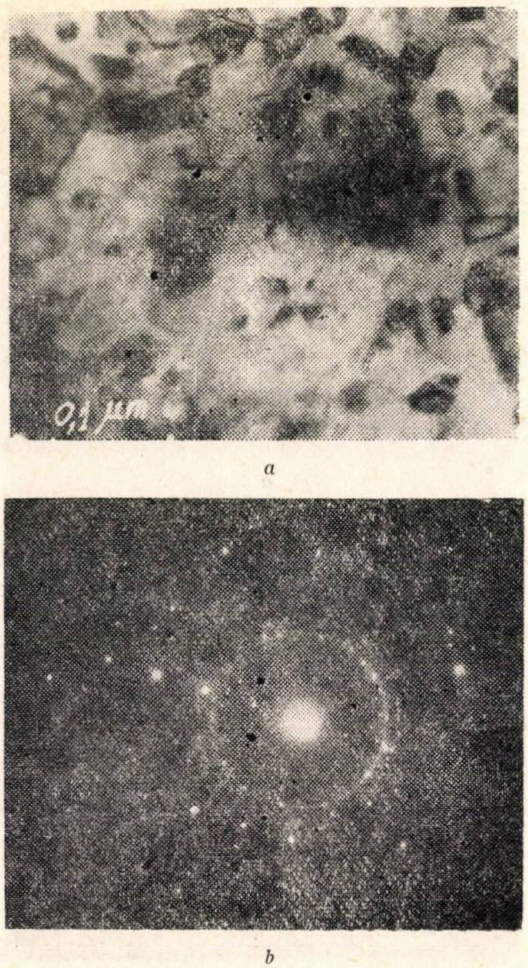
Discutarea rezultatelor

Pentru toate valorile de densitate, obținute la aliajul $Fe_{40}Ni_{40}B_{20}$ (tab. 3), rezultă o densitate medie de 7,75 g/cm³, valoare care este în concordanță cu datele din literatură pentru acest tip de aliaj în stare amorfă [4].

Valorile microdurității Vickers, obținute pentru aliajul $Fe_{80}B_{20}$, sînt de ordinul 1140—1150 μm *HV*, fapt care poate constitui o dovadă a existenței structurii amorfe în acest aliaj.

În cazul aliajului $Fe_{40}Ni_{40}B_{20}$, s-au obținut valori de ordinul a 1020 μ*HV* care, de asemenea, sînt în concordanță cu datele din literatură [5].

În ceea ce privește microstructura benzilor din aliajul $Fe_{40}Ni_{40}B_{20}$, s-a constatat că banda cu grosimea de 30 μm prezintă o structură amorfă, fapt confirmat de imaginea din figura 1, *b*. De aici, se poate aprecia că, pentru banda cu secțiunea de 9 × 0,030 mm, procesul de amorfizare a fost complet, asigurîndu-se în timpul răcirii ultrarapide pe disc viteza critică de călire (tab. 1). În cazul probelor prelevate din banda cu grosimea de 35 μm, microstructura este constituită din cristale de diverse forme și dimensiuni, aflate într-o matrice amorfă (fig. 2), care dau spoturi de difracție distribuite pe cercuri concentrice, precum și spoturi de difracție de intensitate mare, caracteristice unei faze cristaline de tip Fe_3B [2], [3].



a

b

Fig. 2. Micrografia electronică de transmisie pentru aliajul $Fe_{40}Ni_{40}B_{20}$, *a*, și imaginea de difracție a electronilor, *b*, ale benzilor cu grosimea de 35 μm

Concluzii

Compoziția chimică a aliajelor analizate s-a situat pe diagramele de echilibru în imediata apropiere a compozițiilor eutectice, ușor amorfizabile.

Valoarea medie a densității aliajului $Fe_{40}Ni_{40}B_{20}$ în stare amorfă, determinată prin metoda lui Arhimede, a fost de 7,75 mg/mm³.

Microduritatea Vickers este de aproximativ 1150 daN/mm² pentru aliajul $Fe_{80}B_{20}$ și 1020 daN/mm² pentru aliajul $Fe_{40}Ni_{40}B_{20}$.

Din aliajul $Fe_{40}Ni_{40}B_{20}$, s-au obținut benzi metalice amorfe cu grosimea de 30 μm. Modificînd parametrii procesului de răcire ultrarapidă, în vederea măririi grosimii benzilor, s-a constatat că microstructura produsului obținut este constituită din cristalite de tip Fe_3B, înglobate într-o matrice amorfă.

BIBLIOGRAFIE

1] D a v i e s, H. A. *Rapid Quenching Tehniques and Formation of Metallic Glasses*, in RQM III, vol. 1, p. 18, Ed. B. Cantor, Londra.

[2] H a r o l d, U. și K ö s t e r, U. *Metastabile Phasen. In extrem schnell erstarrten Eissen — Bor — Legierungen*, Z. Metallk, vol. 5, mai 1978, p. 326.

[3] W a l t e r, I. L. *Crystallization of the Amorphous Alloys $Fe_{50}Ni_{30}B_{20}$ and $Fe_{80}B_{20}$*. In: Met. Trans. S.U.A., vol. 9 A, 6, 1978, p. 803.

]4] V i n c z e, I., s.a. *Chemical and Topological Short-Range Order in Metallic Glasses*. Proc. Conf. on Metallic Glasses, Budapesta, 1980, vol. 1., p. 361.

[5] I r e z i ć, T. ș.a. *Corelation between microhardness and magnetic properties in amorphous Fe-Ni alloys*, RQM III, Londra, Ed. B. Cantor, 1978, vol. 2, p. 380.

Prof. dr. ing. M. Ienciu,
dr. ing. P. Moldovan, dr. ing. V. Brabie,
ing. Lidia Cristea și ing. G. Neagu
Institutul Politehnic București

Rafinarea fizică a aliajelor prin filtrare în stare lichidă

CZ: 669.018:

Rafinarea aliajelor în stare lichidă prin metode fizice (filtrare, degazare în vid, tratare cu ultrasunete ș.a.) constituie tot mai mult o alternativă practică, nepoluantă și relativ ieftină.

Procesul de filtrare prin filtre inerte este, în esență, un procedeu fizic, destul de simplu și cu eficiență ridicată.

Filtrarea aliajelor lichide feroase și neferoase se poate realiza la scară industrială prin filtre ceramice poroase (plăci).

Lucrarea își propune să facă un studiu al mecanismului și eficienței procesului de filtrare a aliajelor lichide, printr-un filtru tip pat adînc.

Tehnica experimentală

Filtrul tip pat adînc este compus dintr-un strat refractar poros din alumină tabulară și bile din alumină sinterizată cu diametrul de 19 mm. Înălțimea stratului filtrant este de 50 cm, iar aria secțiunii transversale a filtrului este de 113 cm².

Pentru modelarea filtrării s-a utilizat aluminiu rafinat electrolitic, iar ca incluziuni nemetalice sintetice s-au folosit particule de borură de titan (TiB_2), introduse în topitură sub formă de prealiaj AlTi5B1 (5% Ti, 1% B, rest % Al). Particulele de „incluziuni" în proporție de 0,05—0,1% au dimensiunile cuprinse între 1 și 50 μm.

Topirea și supraîncălzirea aluminiului la temperatura de 750°C, precum și inocularea „incluziunilor" s-au realizat într-un cuptor electric cu inducție cu creuzet, sub un flux de protecție, compus din 55% $MgCl_2$, 20% KCl, 16% MgF_2 și 9% CaF_2.

Turnarea aluminiului prin filtrul preîncălzit la temperatura de 720—740°C s-a realizat cu debite cuprinse între 1 și 20 kg/m² · s.

Debitul volumetric de aliaj lichid s-a stabilit prin colectarea acestuia în creuzete de grafit, cîntărind aliajul după solidificare, la durate determinate.

Înainte și după filtrare s-a determinat conținutul de borură de titan în aliajele cercetate.

După stabilirea ecuațiilor care descriu modelul cinetic al procesului de filtrare, s-au efectuat încercări experimentale de filtrare a aliajelor din aluminiu deformabile 7075, 6061, 3350, 2014, 3320 la temperatura de 750°C și a oțelurilor aliate și superaliajelor la temperatura de 1 500°C.

Rezultate experimentale și interpretarea lor

Modelele matematice, care descriu procesul de filtrare, iau în considerare mecanismul curgerii fluidelor prin medii poroase și cinetica reacțiilor pentru un anumit tip de filtru.

Pentru filtrul de tip pat adînc, modelul cinetic are la bază bilanțul masic pe un element diferențial de volum al stratului filtrant:

$$\frac{\partial}{\partial t}(\sigma + \varepsilon C) + U_m \partial C/\partial Z = 0 \qquad (1)$$

unde:

- σ este capacitatea de retenție a filtrului, adică volumul de particule reținute pe unitatea de volum a filtrului, m³/m³;
- ε — porozitatea filtrului sau volumul ocupat de suspensie pe unitatea de volum a stratului filtrant, m³/m³;
- U_m — viteza de curgere a aliajului lichid prin filtru, m/s;
- C — concentrația incluziunilor nemetalice, solide în topitură, adică volumul de incluziuni din unitatea de volum de suspensie, m³/m³;
- Z — grosimea stratului filtrant, m;
- t — timpul de filtrare, s.

Viteza de captare a incluziunilor pe stratul filtrant este dată de expresia:

$$\frac{\partial \sigma}{\partial t} = K_0 \left(1 - \frac{\sigma}{\sigma_m}\right) \cdot C \qquad (2)$$

în care:

- K_0 este un parametru cinetic;
- σ_m — capacitatea maximă de retenție a incluziunilor pe unitatea de volum a filtrului, m³/m³.

La ieșirea aliajului lichid din stratul filtrant, concentrația incluziunilor nemetalice se calculează cu ajutorul relației :

$$C_0 = C_i \exp\left[-\frac{K_0 \cdot L}{U_m}\right] \qquad (3)$$

unde :

C_0 și C_i sînt concentrațiile incluziunilor nemetalice solide în aliajul filtrat, respectiv în aliajul inițial (impur), m^3/m^3;

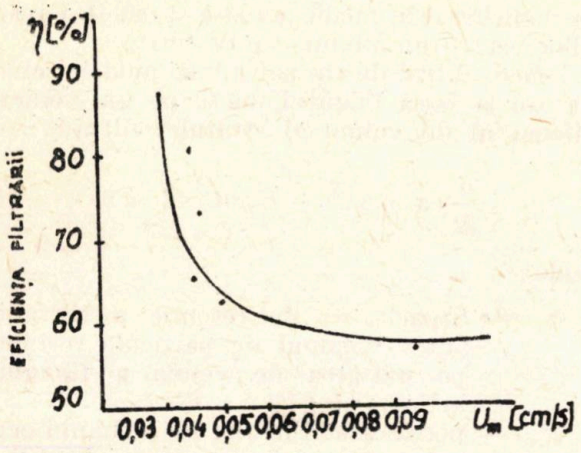
L — grosimea stratului filtrant, m.

Eficiența filtrării este descrisă de relația :

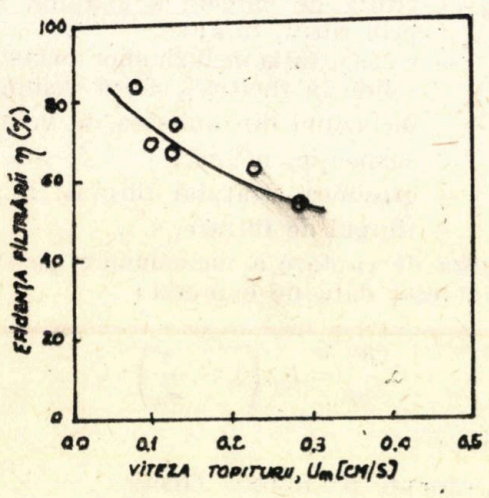
$$\eta_i = \frac{C_i - C_0}{C_i} \cdot 100, \% \qquad (4)$$

Dacă se ține seamă de relația (3), se ajunge la :

$$\eta = 1 - \exp\left[-\frac{K_0 \cdot L}{U_m}\right] \qquad (5)$$



a

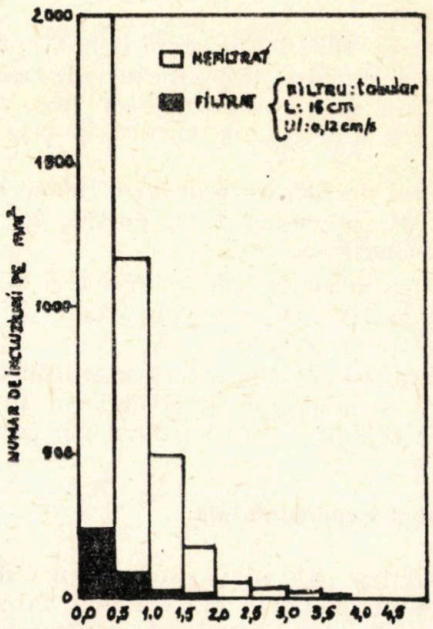


b

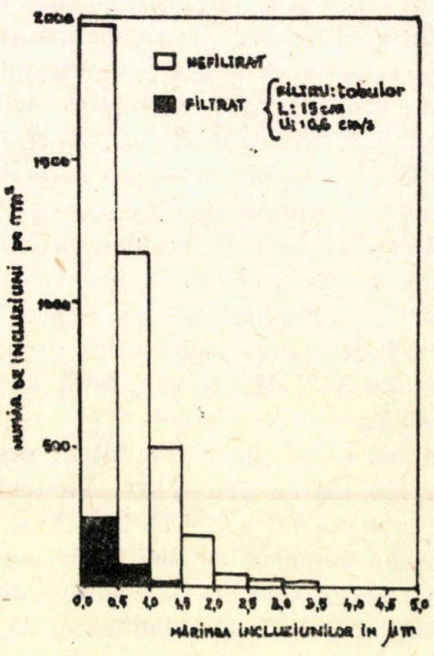
Fig. 1, *a*, *b*. Datele experimentale obținute la filtrarea aliajelor lichide din aluminiu și a oțelurilor

Din această relație rezultă că eficiența filtrării poate fi îmbunătățită fie prin creșterea grosimii stratului filtrant, fie prin micșorarea vitezei de curgere a topiturii.

Datele experimentale obținute la filtrarea aliajelor lichide de aluminiu și a oțelurilor confirmă această concluzie (fig. 1, *a* și *b*).



a



b

Fig. 2, *a*, *b*. Distribuția incluziunilor nemetalice solide în oțeluri

În figura 2 se prezintă, comparativ, distribuția incluziunilor nemetalice solide (Al_2O_3) în oțeluri, pentru două viteze diferite de curgere a topiturii prin stratul filtrant(0,6 și 0,12 cm/s).

Din cercetările întreprinse rezultă că procesul de filtrare prin filtru tip pat adînc este un proces de transport în două etape. În prima etapă are loc transportul incluziunilor la suprafața de filtrare, iar în a doua etapă se produce captarea lor, datorită forțelor de retenție.

Transportul particulelor de incluziuni nemetalice solide se poate realiza prin ciocniri, interceptie, sedimentare etc. Retenția acestora în stratul filtrant poate fi rezultatul forțelor axiale ale curentului de lichid metalic care imobilizează incluziunile în locuri înguste (crevase, pori, cavități etc.), a forțelor de atracție (de tip Van der Waals), a forțelor electrice (electrostatice sau electrocinetice), a forțelor de frecare etc.

Din datele experimentale, s-a constatat că o influență deosebită asupra eficienței filtrării η o are caracterul curgerii suspensiei de aliaj cu incluziuni nemetalice solide. Retenția particulelor solide pe filtru este favorizată de curgerea laminară a aliajelor.

Prin filtrare în pat adînc, se obțin aliaje cu o puritate înaltă, cu caracteristici fizico-mecanice deosebite.

BIBLIOGRAFIE

[1] Apelian, D., Mutharasan, R.: În: J. of Metals, nr. 9, 1980, p. 14—18.

[2] Talbot, D. E. J., Ransley, C. E.: În: Met. Trans. A, Japonia, vol. 8 A, nr. 7, 1977, p. 1 149—1 154.

[3] Ienciu, M., Moldovan, P., Cristea, Lidia: În: Metalurgia, R.S.R., 37, 1985, nr. 8, 429—432.

[4] Apelian, D., Mutharasan, R., Luk, L.: *Fundamental of Molten Metal Refining by Filtration*. Drexel University, Philadelphia, 1985.

REVISTA REVISTELOR

Metallurghiceskaia i gornorudnaia promîșlennost, U.R.S.S., nr. 4, 1988

Diferența în compoziția chimică a fontei evacuate prin diferite guri de evacuare ale furnalului de mare capacitate, p. 3 — Comportarea aglomeratelor cu bazicitate diferită în zona de înmuiere-topire, p. 6 — Dispozitiv de încărcare cu distribuitor tubular de încărcătură, p. 7 — Controlul și aprecierea stării termice a furnalului cu ajutorul sistemului Spiroterm, p. 8 — Măsurarea cu inerție mică a temperaturii pe raza părții superioare a cuvei furnalului de 5000 m^3, p. 11 — Posibilități de fabricare a cocsului cu capacitate reactivă mică din cărbuni de Donețk, p. 13 — Asimilarea tehnologiei de suflare combinată în convertizoarele de 350 t de la combinatul metalurgic Azovstal, p. 15 — Cerințe față de construcția cuptorului electric cu arc de curent continuu, p. 18 — Metode utilizate în afara furnalului de menținere a temperaturii fontei lichide, p. 20 — Rezerve de intensificare a regimurilor tehnologice de laminare în laminoarele continue de profile mărunte, p. 22 — Experiența laminării benzilor din mărci din oțeluri slab aliate pe laminorul 1700, p. 24 — Controlul întinderilor dintre caje în funcție de parametrii procesului de laminare continuă la cald a benzilor, p. 27 — Mărirea rezistenței formelor de metal pentru turnarea conductelor de fontă sub presiune, p. 29 — Producția de țevi sudate electric în locul celor fără cusătură, deformate la rece, p. 31 — Cercetarea influenței factorilor tehnologici asupra modificării grosimii peretelui la tragerea fără dorn a țevilor din aliaje de titan, p. 32 — Structura oțelului slab aliat cu conținut scăzut de carbon în cazul unei tehnologii diferite de introducere a aluminiului în metal, p. 33 — Calculul parametrilor statistici de repartizare ai caracteristicilor mecanice, p. 35 — Microstructura acoperirilor din aliaj autofondant PG-SP4 după aplicarea cu jet de plasmă și tratamentul termic ulterior, p. 36 — Elaborarea tehnologiei de tratament termic al pieselor de asamblare de la conductele magistrale, p. 38 — Perfecționarea construcției sistemului de suspensie a electrozilor de la cuptoarele de prelucrare termică a minereurilor, p. 47 — Instalație de vibrare pentru obținerea pulberilor de carbură de titan, p. 49 — Influența parametrilor regimului de încărcare prin sudură la mai multe treceri asupra dimensiunilor geometrice ale stratului aplicabil, p. 50 — Alegerea puterii termice raționale a cuptoarelor adînci de încălzire la încălzirea de oxidare a lingourilor, p. 52 — Perfecționarea încălzirii cuptoarelor Martin care funcționează cu autocarburație de gaze naturale, p. 54 — Cercetarea influenței mijloacelor și a sistemelor de automatizare la fabricile de peletizare asupra procesului de producție, p. 63 — Îmbunătățirea evidenței și a analizei de utilizare a resurselor secundare de materiale în întreprinderile metalurgice, p. 65.

Dr. ing. I. Ripoşan,
dr. ing. M. Chişamera
Institutul Politehnic Bucureşti

ing. L. Mateşoi, ing. D. Solduban,
ing. D. Frenţoni şi ing. I. Dăneceseu
C. S. „Victoria" Călan

Modificarea fontelor albe şi pestriţe destinate turnării cilindrilor de laminor

CZ: 669.131.4: 621.771.07

Solicitările complexe în exploatare a cilindrilor de laminor de natură mecano-termică influenţează, în mare măsură, durabilitatea acestora, consumul specific fiind dependent atît de condiţiile de utilizare, cît şi de cele de fabricaţie.

O analiză a comportării în procesul de laminare a cilindrilor duri cu structură indefinită (STAS 4596—87) a evidenţiat faptul că finisarea structurii fontelor în zona activă a acestor piese este absolut necesară [1].

Apropiată de fontele albe mediu aliate din clasa Cr—Ni de tip Ni-Hard I [2], fonta din stratul de lucru al cilindrilor de laminor duri, indefiniţi este caracterizată printr-o compoziţie chimică standardizată care variază între următoarele limite: 3,1 şi 3,4% C; 0,8 şi 1,2% Si; 0,5 şi 0,8% Mn; max. 0,15% P; max. 0,05% S; 2,5 şi 3,5% Ni; 0,6 şi 1,2% Cr; 0,3 şi 0,5% Mo. Se realizează durităţi cuprinse între 60 şi 75 *HS*.

Structura acestor fonte constă dintr-o masă metalică de bază perlitică sau cu componenţi aciculari, carburi de tipul $(Fe, X)_3C$ şi separări de grafit, acestea din urmă variind în limite largi [1].

Durităţile la valori ridicate ale acestor piese (60—75 *HS*), realizate de regulă prin intermediul unor grade mai mari de aliere, nu sînt întotdeauna şi avantajoase, în multe cazuri gradul scăzut de finisare a structurii influenţînd negativ durabilitatea cilindrilor. Schimbarea condiţiilor de formare a structurii fontei, îndeosebi a celei primare, este deci necesară, acţionîndu-se în direcţia finisării structurii şi a măririi microdurităţii constituenţilor, prin procese de modificare şi microaliere.

Problema finisării structurii în stratul de lucru al cilindrilor este dificilă în cazul celor de tip indefinit, la care se urmăresc concomitent obţinerea unor zone cu carburi cu o anumită distribuţie şi controlul procesului de grafitizare, grafitul fiind un constituent necesar în structură, în cazul laminării la cald.

În cazul acestor fonte pestriţe, la care proporţia de grafit este scăzută (şi trebuie menţinută la acest nivel), modificarea este complexă, asigurînd o germinare controlată atît a carburilor, cît şi a grafitului. S-au urmărit, de asemenea, realizarea unui proces de finisare a carburilor şi evitarea distribuţiei acestora orientat în structură, masa metalică de bază caracterizîndu-se printr-un grad avansat de dispersie şi o repartizare uniformă. Pe de altă parte, s-a urmărit creşterea microdurităţii atît a masei metalice de bază cît şi a carburilor, prin efecte de microaliere.

Există mai multe elemente cu acţiune modificatoare şi de microaliere în cazul fontelor albe şi pestriţe, cum sînt cele destinate turnării cilindrilor de laminor, fiecare element în parte avînd însă anumite limite, precum şi zone în care acţiunea sa este mai puţin utilă [2], [3]. Din aceste considerente, s-a adoptat soluţia realizării unui prealiaj complex, cu acţiune de modificare şi aliere asupra fontei, în componenţa căruia intră mai multe categorii de elemente (tab. 1).

Tabelul 1

Componenţa prealiajelor complexe realizate

Categoria elementelor	Elementul	Acţiunea elementelor
Purtătoare	Ni Si	Raportul Ni/Si pentru T_{top} < < 1 350°C
Antigrafitizante	Cr B	— creşterea gradului de subrăcire la solidificarea eutectică;
	PR	— finisarea structurii primare;
	N	— favorizarea formării carburilor
Modificatoare	Ti	— formarea de germeni de cristalizare pentru carburi şi grafit;
	Ca B	— favorizarea formării carburilor în crustă şi a grafitului în zona de trecere şi miez;
	N Al	— finisarea carburilor şi a grafitului; — îmbunătăţirea distribuţiei carburilor şi grafitului
Microaliere	B N Cr	— creşterea microdurităţii masei metalice şi a carburilor

T_{top} = 1 280—1 320°C; densitatea = 6,5—7,2 kg/dm³;
PR = pămînturi rare

Avînd în vedere particularităţile compoziţiei chimice a cilindrilor de laminor cu duritate ridicată, îndeosebi conţinutul scăzut de siliciu (sub 1,2%), şi prezenţa nichelului ca element de aliere, în condiţiile solidificării la o viteză de răcire ridicată, a fost utilizat nichelul ca element purtător la constituirea prealiajului complex.

Nichelul are o temperatură ridicată de topire, dar adaosurile de siliciu, chiar şi în cantităţi scăzute, contribuie la micşorarea temperaturii lichidus în sistemul binar Ni—Si [4].

Acţiunea grafitizantă a celor două elemente (Ni, Si) care reprezintă baza de formare a prealiajului complex este controlată prin intermediul unor elemente cu acţiune antigrafitizantă: Cr, B, N, PR (pămînturi rare). Acţiunea modificatoare a acestui material este asigurată de combinaţiile chimice realizate printr-o serie de elemente prezente în compoziţia chimică: Ti, Ca, B, N, Al, PR. O parte din elementele prezente în prealiaj (B, N, Cr) au şi acţiune de microaliere, atît în ceea ce priveşte masa metalică de bază cît şi carburile.

Prealiajul complex realizat este caracterizat printr-o densitate ridicată (6,5—7,2 kg/dm^3) şi printr-o temperatură de topire scăzută (1 280 —1 320°C), fiind elaborat într-un cuptor cu inducţie cu creuzet, cu căptuşeală acidă, cu capacitatea de 75 kg şi frecvenţa 2400 Hz.

În prima parte a experimentărilor, acest prealiaj a fost testat în condiţii de laborator. Astfel, fontele elaborate în cuptorul cu inducţie cu următoarea compoziţie chimică: 3,2% C; 1,0% Si; 0,65% Mn; max. 0,15% P; max. 0,05% S; 2,75% Ni; 0,8% Cr; 0,4% Mo au fost tratate în oală cu 0,3, 0,5 şi 0,7% prealiaj complex. Au fost turnate, pe răcitor din fontă, probe pană (45 × 100 × 120 mm) şi probe Ø 30 × 100 mm.

Au fost efectuate analize metalografice, măsurători de duritate (*HV* 10) şi microduritate (μ *HV* cu sarcina de 40 gf), precum şi încercări la uzare (frecare sub sarcină pe disc din oţel manganos) pe probele Ø 30 mm, pe faţa aflată în contact cu răcitorul metalic. Probele tip pană, turnate pe răcitor, au servit la evidenţierea tendinţei de solidificare a fontelor în sistemul metastabil, precum şi la stabilirea factorului Krivoşeev de calitate a cilindrilor de laminor F, care ia în considerare mărimea zonelor albe α şi pestriţe Z pe probele pană:

$$F = \frac{\alpha}{\alpha + Z} \qquad (1)$$

În tabelul 2 şi figurile 1, 2, 3 sînt prezentate rezultatele obţinute.

Se constată faptul că, sub acţiunea modificării, se realizează o finisare şi o omogenizare a macrostructurii, trecîndu-se de la o rupere prin clivaj la o rupere granulară, căreia îi este caracteristică o tenacitate mai ridicată, lucru deosebit de important în domeniul cilindrilor de laminor cu crustă din fontă albă sau pestriţă.

La creşterea consumului de prealiaj complex, raportul dintre acţiunea elementelor grafitizante şi antigrafitizante se schimbă, în condiţiile în care efectul de microaliere se intensifică. Astfel, la adaosuri scăzute de prealiaj, predomină efectul grafitizant, majoritatea elementelor conţinute determinînd formarea unor germeni de grafitizare. Tendinţa de albire prezintă, astfel, o mică scădere în condiţiile măririi duri-

Tabelul 2

Rezultate obţinute în laborator

Proba	Caracteristica	Valorile pentru un consum de prealiaj complex, %			
		0	0,3	0,5	0,7
1	Duritatea, *HV*	785	801	823	809
2	Microduritatea Vickers pentru:				
	— masa metalică	967	1001	1173	1111
	— carburi	1226	1271	1372	1348
3	Mărimea zonelor caracteristice pe proba pană pe răcitor:				
	— fontă albă, α, mm	30	25	35	22
	— fontă pestriţă, Z, mm	90	95	85	98
	$F \frac{\alpha}{\alpha + Z}$	0,25	0,21	0,29	0,2
	($\alpha + Z = 120$ mm)				
4	Pierderile la uzare, faţă de fonta netratată, %	100	77	76	85

1, 2, 3 — probe pană (45×100×120 mm); *4* — probe Ø 30×100 mm, turnate pe răcitori din fontă

tății, datorită efectului de microaliere a masei metalice de bază și a carburilor. La adaosuri mari de prealiaj (0,7%), efectul de microaliere se menține la cote înalte, dar acțiunea elementelor grafitizante, purtătoare (Ni, Si) și modificatoare (Ti, Ca) se intensifică.

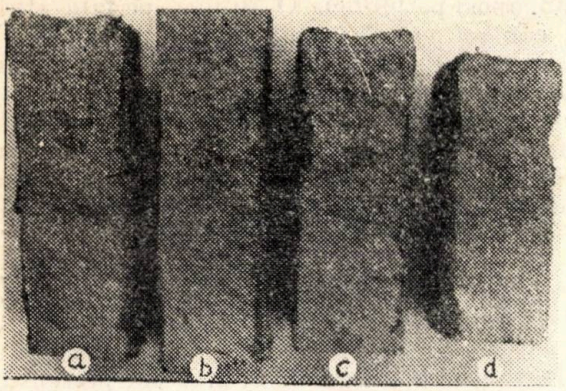


Fig. 1. Influența tratării cu prealiaj complex asupra macrostructurii fontelor: *a* — fonta netratată; *b* — 0,3%; *c* — — 0,5%; *d* — 0,7% prealiaj complex

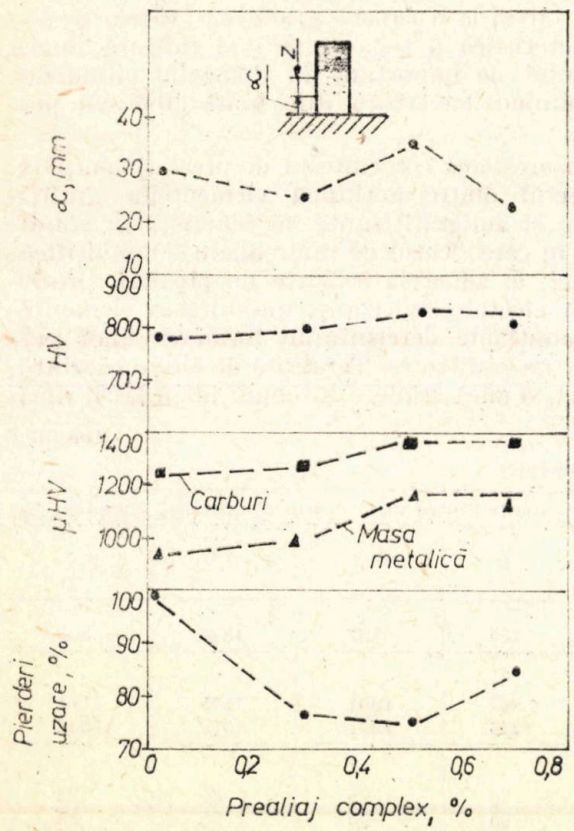
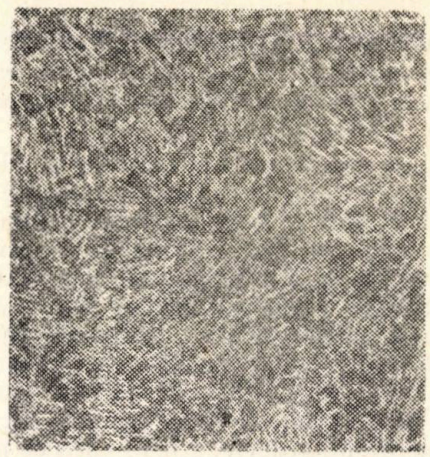


Fig. 2. Influența consumului de prealiaj complex asupra caracteristicilor fontelor tratate

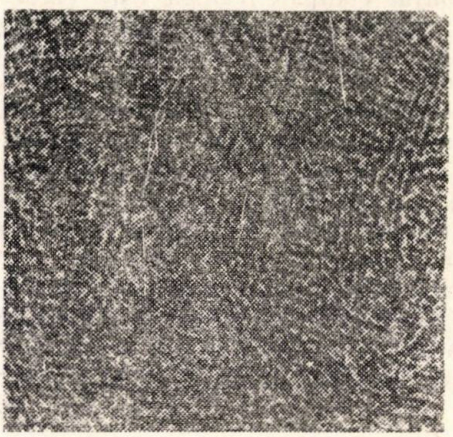
În ceea ce privește structura, este evidențiată finisarea scheletului dendritic de austenită și omogenizarea structurii pe spații mari.

Pierderile la uzare a fontelor sînt în concordanță cu schimbările înregistrate în ceea ce privește structura și duritatea, scăzînd cu circa 25% la fontele modificate.

Experimentările efectuate în laborator au dus la concluzia că, în cazul acestui prealiaj complex, consumul optim este de ordinul a 0,4—0,5%, valori care au fost utilizate și în condiții industriale.



a



b

Fig. 3. Microstructura fontelor, în probele Ø30 mm, la contactul cu răcitorul metalic; atac nital 2%; mărire: 150: 1; *a* — fonta netratată; *b* — fonta tratată cu 0,5% prealiaj complex

Au fost turnați mai mulți cilindri de laminor indefiniți-duplex (FDId — STAS 4596—87), în condițiile în care fontele (primare și secundare) au fost elaborate în cuptoare cu inducție cu creuzet, cu căptușeală acidă, la frecvența rețelei cu capacitatea de 12,5 t fontă.

Condițiile de elaborare și modificare a fontelor, precum și rezultatele obținute sînt prezentate în tabelul 3.

Au fost turnate probe tip pană (30 × 25 × × 100 × 200 mm) și cilindrice (Ø 25 × 200 mm) pe răcitor din fontă.

Modificatorul (0,4—0,45%) a fost asimilat în bune condiții în fonta primară, la evacuarea acesteia din cuptor în oala de turnare.

Tabelul 3

Rezultate industriale la 0,50—0,45 % prealiaj complex

Caracteristica	Numărul cilindrului			
	1	2	3	4
Compoziția chimică finală a fontei primare, %:				
C	3,20	3,20	3,26	3,26
Si	1,10	1,05	1,15	1,05
Cr	1,2	1,24	1,15	1,06
Ni	3,9	3,23	3,14	3,08
Mo	0,38	0,33	0,37	0,34
Temperatura fontei, °C:				
— primară: — modificare	1410	1460	1450	1440
— turnare	1290	1295	1290	1295
— secundară: — evacuare	1430	1430	1420	1420
— turnare	1280	1275	1285	1280
Durata menținerii modificare-turnare, min	43	50	78	55
Zone caracteristice pe proba pană pe răcitor:				
— fontă albă, α, mm	34/45	50/55	15/40	30/40
— fontă pestriță, Z, mm	165/135	130/110	185/160	165/142
$F = \frac{\alpha}{\alpha + Z}$	0,18/0,25	0,28/0,33	0,075/0,2	0,15/0,22
($\alpha + Z = 200$ mm)				
Duritatea pe probe Ø 25 mm pe răcitor, HV	727 / 762	719 / 752	722 / 740	712 / 760
Microduritatea pe probe Ø25 mm pe răcitor, μHV:				
— carburi	1135 / 1270	1123 / 1253	1128 / 1234	1148 / 1267
— masa metalică	896 / 1088	885 / 1074	890 / 1057	877 / 1085
Duritatea cilindrilor:				
— tăblie, HS	67	72	75	66
— fus, HB	239	263	284	267

Numărător — fonte nemodificate (proba 1); numitor — fonte modificate (proba 3)

În vederea urmăririi efectului modificator și a stabilității în timp a acestuia, au fost turnate trei seturi de probe din fonta primară: *1* — din cuptor, înainte de modificare; *2* — după tragerea zgurei din oala cu fontă primară modificată, la circa zece minute de la asimilarea modificatorului; *3* — înaintea turnării fontei primare modificate, la durate de menținere de 43—78 min.

În tabelul 4 sînt sintetizate datele privind mărimea zonelor de fontă albă și pestriță pe probele tip pană, turnate pe răcitor, gradul de grafitizare în zona de fontă pestriță și valorile factorului de calitate în condițiile celor trei seturi de probe turnate.

În ansamblu, se apreciază că prealiajul complex utilizat are o acțiune antigrafitizantă, diferențiată însă în funcție de potențialul grafitizant al fontelor inițiale.

Astfel, în cazul cilindrilor de laminor, la care tendința antigrafitizantă a fontei primare este ridicată (ex. cilindrul nr. 2), zona de fontă albă este mărită doar în mică măsură (cu circa 10%) sub acțiunea acestui tratament. Rezultă deci că, în asemenea cazuri, nu apare pericolul realizării unor cruste exagerat de mari, datorită aportului antigrafitizant al prealiajului.

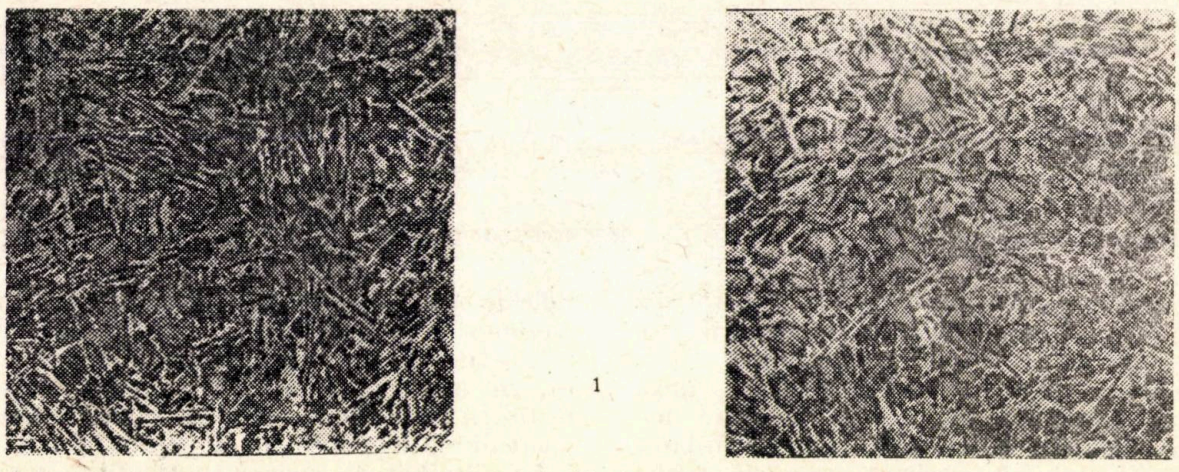
La cilindrii de laminor cu tendință antigrafitizantă medie (nr. 1 și 4), acțiunea antigrafitizantă a tratării cu prealiaj este mai intensă, zona de fontă albă crescînd cu circa 30%. În aceste condiții, tratarea fontei contribuie la mărirea grosimii crustei, fără ca aceasta să depășească valorile optime recomandate pentru acești cilindri de laminor.

Prealiajul realizat manifestă, însă, o acțiune antigrafitizantă intensă în cazul fontelor cu un potențial grafitizant ridicat (ex. la cilindrul nr. 3), caz în care acesta ar fi avut o crustă de fontă albă necorespunzătoare.

Tabelul 4

Caracteristicile macrostructurii probelor pană turnate pe răcitor

Numărul cilindrului de laminor	Numărul probei	Zona de fontă albă, α, mm	Zona de fontă pestriță, Z, mm	Ponderea fontei cenușii în zona de fontă pestriță, %	Factorul Krivoșeev, $F = \frac{\alpha}{\alpha + Z}$
1	1	35	165	50–60	0,18
	2	45	135	30–40	0,25
	3	45	135	30–40	0,25
2	1	50	130	50–60	0,28
	2	53	110	40–50	0,32
	3	55	110	30–40	0,33
3	1	15	185	50–60	0,075
	2	35	165	30–40	0,18
	3	40	160	30–35	0,20
4	1	30	165	50–60	0,15
	2	35	155	40–50	0,18
	3	40	142	40–50	0,22

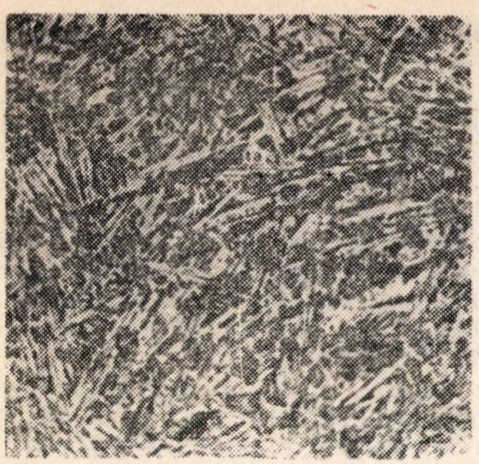


a *b*

Fig. 4

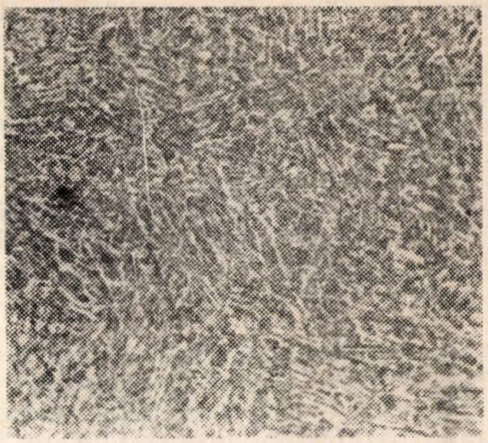
Modificarea reglează, deci, mărimea zonei de lucru a cilindrilor de laminor (crusta), contribuind la creșterea acesteia atunci cînd fonta primară are un potențial grafitizant prea ridicat dar nu favorizează extinderea excesivă a crustei, în cazul în care fonta inițială are o tendință antigrafitizantă prea puternică sau viteza de răcire a formei este eventual prea mare.

În ceea ce privește zona de fontă pestriță, respectiv zona de trecere din cilindrii de laminor, modificarea a avut, de asemenea, o acțiune antigrafitizantă. Această acțiune este evidențiată atît prin micșorarea înălțimii de fontă pestriță pe probele tip pană turnate pe răcitor, cît și prin diminuarea ponderii zonelor cu grafit. Rezultă că modificarea fontelor are capacitatea de a controla mărimea zonei de trecere de pe grosimea cilindrilor de laminor, contribuind la concentrarea acesteia, împiedicînd, în acest mod, extinderea pînă în centrul cilindrului a zonelor cu cementită liberă.

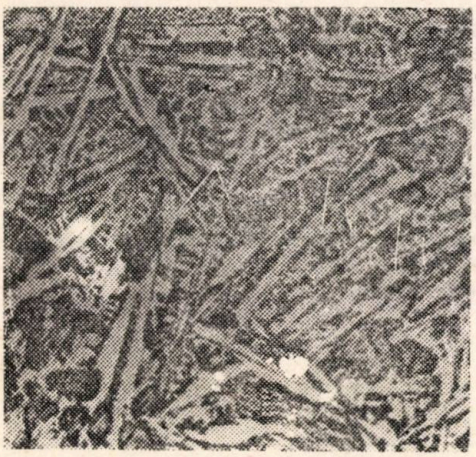


a

2

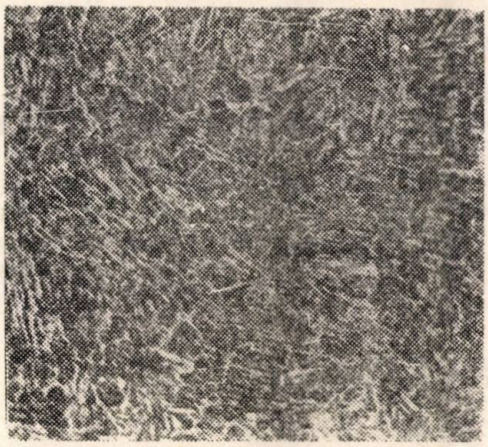


b

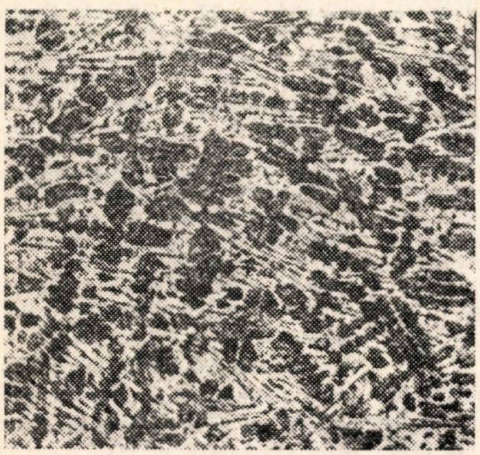


a

3

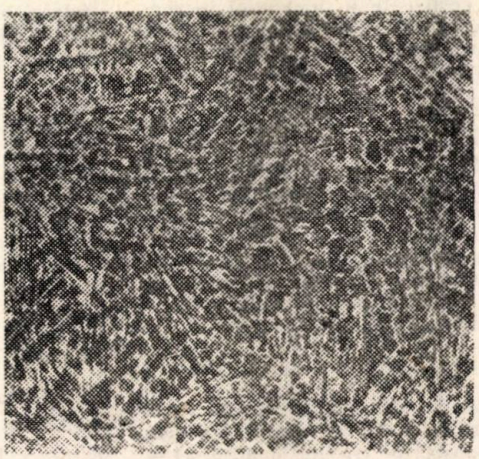


b



a

4



b

Fig. 4. Microstructura fontelor primare pentru cilindrii de laminor duplex — indefiniți, sub acțiunea tratării cu 0,4—0,45% prealiaj complex (tab. 3); atac nital 2%; mărire: 150: 1:

1, *2*, *3*, *4* — numărul cilindrului turnat; *a* — fonte netratate; *b* — fonte tratate

Factorul de calitate Krivoşeev, exprimat prin ponderea zonei albe în ansamblul zonei albite (cu cementită liberă), este îmbunătăţit sub acţiunea modificării, în toate cazurile. Se constată că efectul tratării cu prealiaj se menţine şi în cazul unor durate mari de timp, de la modificare pînă la turnare.

Efectul de microaliere al tratării fontei primare cu prealiaj este evident atît în cazul carburilor, cît şi în cel al masei metalice, astfel încît pe ansamblu duritatea a crescut cu 20—50 *HV*.

Analiza metalografică efectuată pe probele Ø 25 mm, pe faţa de contact a acestora cu răcitorul (fig. 4), evidenţiază efectul de finisare a structurii, trecerea de la structura în benzi orientate pe spaţii mari la o structură în care benzile de carburi sînt fragmentate de scheletul de austenită, care dă un aspect granular. Structura este orientată pe zone mai restrînse, avînd un grad de omogenitate ridicat.

Concluzii

Se apreciază că tratarea fontelor albe şi pestriţe, utilizate în fabricaţia cilindrilor de laminor cu prealiaje complexe, care reunesc elemente cu acţiune modificatoare în procesul de formare a carburilor şi grafitului şi de microaliere a masei metalice de bază şi a carburilor, contribuie la finisarea structurii fontelor, la îmbunătăţirea tenacităţii şi a rezistenţei la uzare a acestora, în condiţii grele de solicitare.

Pe de altă parte, acest tratament diminuează efectul ereditar al încărcăturii şi al condiţiilor de elaborare, contribuind la îmbunătăţirea calităţii cilindrilor de laminor în situaţii mai dificile de fabricaţie şi de utilizare.

Controlul elementelor cu acţiune multiplă din compoziţia prealiajului realizat face posibilă utilizarea acestuia şi în cazul altor tipuri de fonte albe şi pestriţe, la care nichelul este element de aliere.

Ca urmare a realizării, concomitent, a unor acţiuni de modificare şi microaliere, în condiţiile unei eredităţi diminuate, modificarea acestor fonte face posibilă reducerea gradului de aliere cu peste 20%.

BIBLIOGRAFIE

[1] Chişamera, M., Ripoşan, I., Soldubан, D., Frenţoni, D. *Influenţa compoziţiei chimice asupra structurii, durităţii şi comportării la uzare a cilindrilor de laminor indefiniţi.* Simpozionul „Cilindrii de laminor", Călan, septembrie 1988.

[2] Sofroni, L., Ripoşan, I., Chira, I. *Fonte albe rezistente la uzare.* Bucureşti, Ed. Tehnică, 1987.

[3] Budaghianţ, A. A., Karski, V. R. *Cilindri de laminor turnaţi.* Bucureşti, Ed. Tehnică, 1986.

[4] Ripoşan, I. *Elaborarea modificatorilor pe bază de nichel în cuptoare cu creuzet.* In: Metalurgia, R.S.R., nr. 2, 1980, p. 89—93.

REVISTA REVISTELOR

Metallurg, U.R.S.S., nr. 12, 1988

Evidenţa consumului de cocs la elaborarea fontei, p. 23 — Utilizarea sondelor termice la controlul distribuţiei gazelor în furnale, p. 24 — Asimilarea suflării combinate a metalului în convertizor, p. 26 — Optimizarea regimurilor de funcţionare a cuptoarelor de retopire electrică sub zgură şi sub vid, p. 24 — Asimilarea tehnologiei de corectare în oală a conţinutului de aluminiu al oţelului, p. 28 — Creşterea rezistenţei şinelor, p. 29 — Influenţa răcirii neuniforme pe lăţimea laminatelor asupra diferenţei longitudinale de grosimi ale pereţilor tablelor, p. 30 — Verificarea şi reglarea utilajului în secţia de sudare electrică cu laser a ţevilor, p. 32 — Balanţe de poduri rulante pentru industria metalurgică, p. 36.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 1, 1989

Experienţa utilizării furnalului dotat cu o instalaţie de încărcare fără con, pîlnie-transportor gravitaţional, p. 24 — Vagon-troliu pentru înlocuirea aparatelor de încărcare, p. 25 — Reconstrucţia podului înclinat al furnalului cu utilizarea macaralei EDK 1000/1, p. 26 — Creşterea rezistenţei la exploatare a electrozilor grafitaţi cu gabarit mare, p. 27 — Căi de reducere a consumului de electrozi grafitaţi, p. 28 — Creşterea rezistenţei la exploatare a electrozilor pentru procedeele electrotehnice, p. 30 — Asimilarea fabricării industriale a profilelor Z îndoite pentru depozitele de legume, p. 31 — Profile uşoare pentru crampoane, p. 32 — Utilizarea programatoarelor automate la cuptoarele adînci de încălzire din secţiile de degroşare, p. 32 — Banc pentru demontarea şi montarea cilindrilor compuşi de la agregatul de îndoire a profilelor, p. 34.

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 1, 1989

Eficienţa cernerii cărbunilor pe site de construcţii diferite, p. 4 — Fenomenul de segregare la umplerea coloanei de cărbune în vederea brichetării parţiale a încărcăturii, p. 5 — Încărcarea fără fum a cuptoarelor cu camere de la bateriile de cocsificare, p. 14 — Necesitatea perfecţionării tehnologiei de stingere umedă a cocsului, p. 17 — Influenţa fracţiunilor α_1 asupra proprietăţilor gudronului de huilă şi ale cocsului, p. 19 — Optimizarea procedeului de brichetare a încărcăturii pe bază de cărbuni din Donbasul de Vest, p. 22 — Aprecierea cocsului brichete drept combustibil pentru furnale, p. 24 — Metode de luptă împotriva depunerilor şi coroziunii ţevilor de la răcitoarele primare de gaze, p. 34 — Stabilirea coeficientului de epurare a desprăfuitorului gravitaţional, p. 36 — Situaţia lucrărilor în domeniul realizării sistemelor automatizate de comandă a tehnologiei de cocsificare, p. 42 — Standardul întreprinderilor privind controlul statistic al conţinutului de cenuşă în cocs, p. 49 — Baterii de cocsificare de mare capacitate, p. 58.

Dr. ing. Al. Munteanu
Universitatea din Brașov

Încercări privind scurtarea duratei recoacerii de feritizare a fontei cu grafit nodular perlitice

CZ: 666.131.622

Literatura de specialitate recomandă, pentru obținerea fontei cu grafit nodular feritice, mai multe variante de tratament termic, în funcție de compoziția chimică și structura obținută din turnare.

Pentru fontele cu grafit nodular perlitice din turnare, temperatura recomandată pentru feritizare poate fi sub, inter—sau supracritică, duratele de menținere la aceste temperaturi variind mult, în funcție de compoziția chimică a fontei (Si, Mn) și temperatura de recoacere adoptată [2]—[4].

Duratele de menținere sînt mai scurte (1—2 h) la temperaturi supracritice (850—900°C) și la conținuturi de siliciu mai ridicate (2,8—3,5% Si), respectiv mai lungi (9—10 h) la temperaturi subcritice (710—730°C) și la conținuturi de siliciu mai scăzute (2—2,4% Si).

La aceste durate de menținere se adaugă durata răcirii controlate (cu viteze de aproximativ 30—40% °C/h sau chiar mai mici), de la temperatura de menținere pînă la 300—400°C.

În condițiile arătate, durata feritizării unei fonte inițial perlitice poate depăși uneori 18—20 h, fără ca, în final, procentajul de perlită rămasă după tratamentul termic aplicat să fie sub 10%.

În lucrare se face o analiză a posibilității de scurtare a duratei de feritizare pentru o fontă cu grafit nodular inițial perlitică, cu o anumită compoziție, propunîndu-se un tratament termic mai economic din punct de vedere energetic.

Modul de lucru

S-au elaborat și turnat bare Ø 35 × 450 mm din fontă Fgn 700—2, cu o compoziție chimică care se încadrează în standardul în vigoare (tab. 1).

Din bare s-au executat 40 de epruvete Ø 20 × 40 mm, care au fost grupate cîte trei, pentru fiecare regim de tratament termic încercat.

Masa metalică a structurii obținute din turnare a fost caracterizată printr-un procentaj de aproximativ 98% Pe, 2% Fe, iar gradul de nodulizare, estimat microscopic, a fost mai mare de 90%.

Duritatea determinată după debitarea și prelucrarea epruvetelor s-a menținut în limite relativ strînse, în intervalul cuprins între 279 și 285 *HB*.

S-au încercat, utilizînd cuptoare de laborator tip WEB Leipzig cu $T_{max} = 950°C$ și $Su = 12$ dm², 11 regimuri de tratament termic (șase variante de recoacere de grafitizare și cinci variante de tratament termic care prevăd o operație de călire în ulei executată înaintea recoacerii).

Primele șase variante (tab. 2) se diferențiază de cele recomandate, prin durate de menținere mai mici și viteze de răcire de la temperatura de menținere mai ridicate.

Temperaturile punctelor critice, față de care s-au raportat temperaturile de menținere, au fost determinate prin calcul în funcție de cantitatea de siliciu și mangan [1].

Regimul I, prezentat în tabelul 2, este o variantă de recoacere recomandată, care presupune austenitizarea completă. Menținerea de la temperatura de 860°C urmărește descompunerea cementitei libere (atunci cînd există) și omogenizarea austenitei în siliciu.

Răcirea relativ lentă (70°C/h) de la temperatura de 860°C facilitează trecerea sistemului austenită și grafit în domeniul intercritic format din austenită, ferită și grafit, determinînd și începutul descompunerii cementitei care precipită din austenită saturată la temperatura de menținere supracritică.

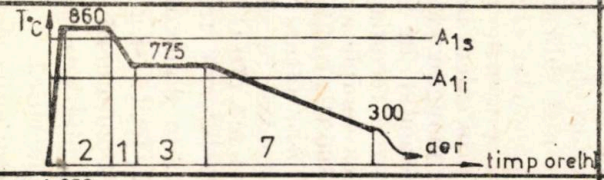
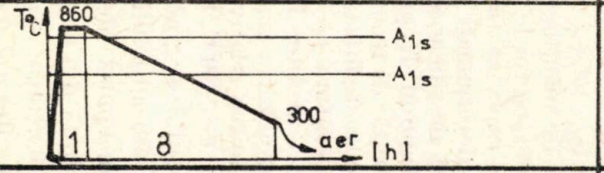
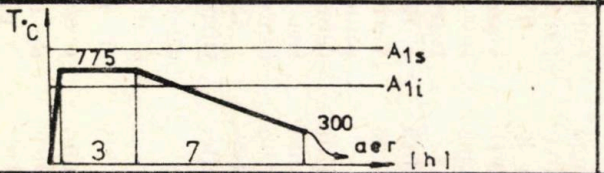
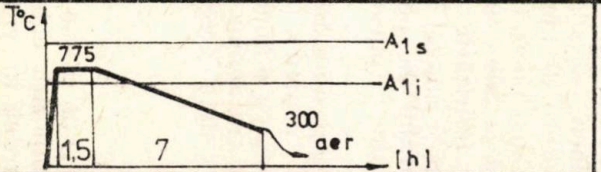
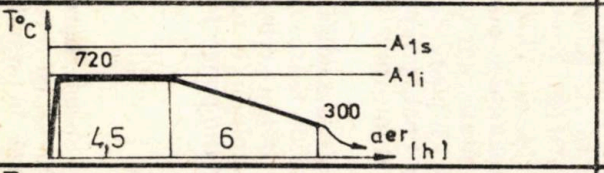
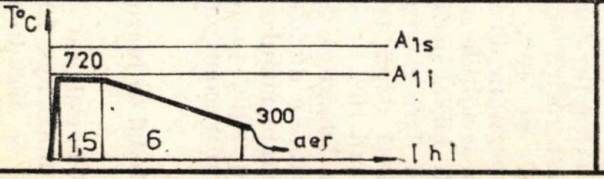
Pe durata menținerii izoterme în treapta intercritică se stabilește echilibrul fazic și compozițional, iar cementita precipitată se descompune în austenită (ferită) și grafit.

Compoziția chimică a fontei cu grafit nodular perlitice analizate *Tabelul 1*

Materialul		Compoziția chimică, %						
		C	Si	Mn	P_{max}	S_{max}	Cr_{max}	Ni
Fgn 700—2	Epruvete	3,56	2,71	0,62	0,021	0,022	0,03	0,46
	STAS	3,2—3,6	2,6—2,9	0,6—0,9	0,1	0,02	0,1	—

Tabelul 2

Regimurile de recoacere de feritizare aplicate

Regimul	Tratamentul termic	Ciclul termic	Structura inițială	Structura finală	Duritatea, HB inițială	Duritatea, HB finală	Durata totală [h]	Viteza $\frac{\Delta Fe}{\Delta t}$ [%/h]
I	Recoacere izotermă		98% perlită 2% ferită grafit	10% perlită 90% ferită grafit	285	193	13	6,3
II	Recoacere supracritică		98% perlită 2% ferită grafit	75% perlită 25% ferită grafit	287	221	9	2,55
III	Recoacere intercritică I		98% perlită 2% ferită grafit	35% perlită 65% ferită grafit	279	210	10	6,3
IV	Recoacere intercritică II		98% perlită 2% ferită grafit	50% perlită 50% ferită grafit	281	227	8,5	5,6
V	Recoacere subcritică I		98% perlită 2% ferită grafit	45% perlită 55% ferită grafit	284	209	10,5	5,04
VI	Recoacere subcritică II		98% perlită 2% ferită grafit	75% perlită 25% ferită grafit	283	219	7,5	3,06

În procesul stabilirii acestui echilibru, autodifuzia atomilor de fier și difuzia atomilor de carbon și siliciu au un rol determinant. Astfel, siliciul și carbonul inițial și teoretic omogen în întreaga masă austenitică suferă un proces de segregare (siliciul crește în zonele feritice nou formate unde înlocuiește carbonul și scade în zonele austenitice rămase). Datorită prezenței grafitului, carbonul zonelor acum feritice nu migrează spre austenită, determinînd creșterea concentrației austenitei în acest element, ci spre grafitul nodular existent, ceea ce duce la scăderea cantității de carbon din masa metalică, deci, la feritizare. Se presupune că, la această temperatură, austenita în echilibru cu ferita nou formată (în jurul grafitului) nu își modifică concentrația în carbon, în sensul creșterii acesteia, ci dimpotrivă, sînt condiții pentru ca acestea să scadă.

Tendința de scădere a concentrației în carbon se poate manifesta în condițiile unei mențineri de lungă durată în intervalul intercritic, la durate mari de menținere și temperaturi mai reduse ale intervalului austenita putînd să atingă, în mod teoretic, aceeași concentrație cu cea a feritei, ceea ce este în favoarea grafitizării.

În continuare, la răcirea sub Ac_{inf}, transformarea austenitei rămase poate avea loc fie în ferită și cementită (cu formarea perlitei și a feritei) la răciri în aer, fie cu formarea feritei și grafitului la răcire lentă.

În urma regimului I, care durează ~ 13 h, din momentul atingerii temperaturii de 860°C, se păstrează totuși o cantitate de aproximativ 10% Pe, iar duritatea medie este de 193 *HB* (fig. 1).

Fig. 1. Structura metalografică obținută după aplicarea regimului I

Regimul II ilustrează importanța menținerii intercritice și a fenomenelor care au loc în acest interval de temperatură. Acest regim, deși durează nouă ore, nu reușește să realizeze feritizarea decît într-o mică măsură, în structură păstrîndu-se 75% Pe, duritatea finală fiind de 221 *HB*.

Regimurile III și IV, care nu mai apelează la austenitizare și se rezumă la o menținere izotermă la 775°C, în trepte intercritice, arată influența duratei de menținere și importanța austenitizării complete. Ambele cicluri păstrează în structură 35% Pe, respectiv 50% Pe, ceea ce este departe de a fi satisfăcător.

În cazul recoacerilor subcritice (720°C, regimurile V—VI), încercarea de scurtare a duratei de grafitizare prin scurtarea duratei de menținere de la 8—10 h la 4,5—1,5 h s-a dovedit insuficientă. Menținerea subcritică, chiar în condițiile unor cantități de siliciu ridicate, favorizează descompunerea cementitei perlitice în ferită și grafit într-o proporție redusă și numai în jurul nodulilor de grafit.

În continuare, cunoscîndu-se influența călirii asupra grafitizării fontelor albe, s-a încercat executarea unor operații de recoacere mai scurte ca durată, dar după o călire prealabilă.

Epruvetele cu structura de turnare perlitică au fost austenitizate o oră la 860°C, după care au fost călite în ulei. Duritatea obținută după călire a fost cuprinsă între 560 și 580 *HB*, structura finală fiind formată din martensită de călire, foarte puțină austenită reziduală și grafit nodular (fig. 2).

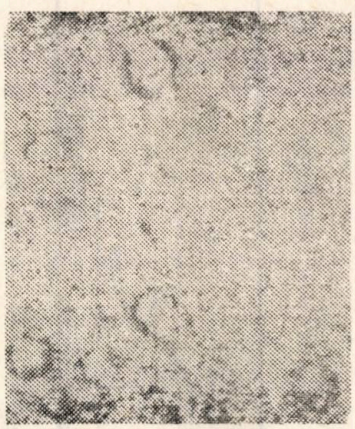


Fig. 2. Structura metalografică obținută după călire

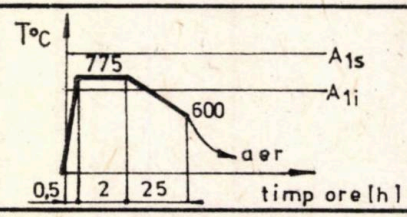
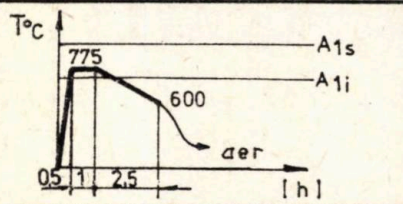
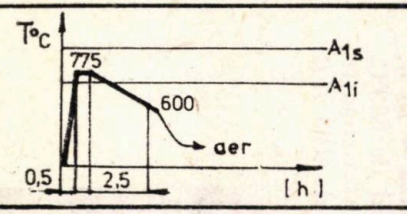
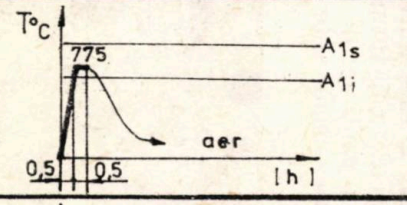
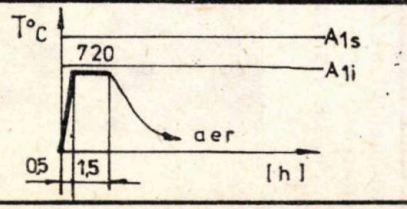
Conform concepției moderne, după încălzirea unui aliaj fier-carbon bogat în siliciu, călit în prealabil la 100—120°C, se formează fazele ε coerente la matricea martensitică, cu un conținut de siliciu și mangan corespunzător matricei martensitice.

O dată cu creșterea temperaturii începe o nouă repartiție a siliciului și manganului, precum și o transformare a rețelei fazei ε într-o rețea de cementită. În acord cu natura legăturilor dintre atomi, atomii de siliciu trec din faza ε în ferită, iar cei de mangan trec din ferită în cementită.

Ca urmare a redistribuirii elementelor de aliere, apare, la limita ferită-cementită nou

Tabelul 3

Regimurile de recoacere de feritizare aplicate după o călire prealabilă

Regimul	Tratamentul termic	Ciclul termic	Structura inițială	Structura finală	Duritatea HB inițială	Duritatea HB finală	Durata totală [h] (inclusiv călirea 1,5h)	Viteza $\frac{\Delta Fe}{\Delta t}$ [%/h]
VIII	Recoacere intercritică III		martensită de călire și grafit	7% perlită 93% ferită grafit	580	195	6,5	14
IX	Recoacere intercritică IV		martensită de călire și grafit	5% perlită 95% ferită grafit	565	195	5,5	16,9
X	Recoacere intercritică V		martensită de călire și grafit	3% perlită 97% ferită grafit	568	192	4,5	21,1
XI	Recoacere intercritică VI (răcire aer)		martensită de călire și grafit	10% perlită 90% ferită grafit	560	198	2,5	35,2
XII	Recoacere subcritică		martensită de călire și grafit	40% perlită 60% ferită grafit	550	200	3,5	16,5

formată, o zonă de concentrație maximă în siliciu și minimă în mangan, zonă propice formării grafitului. Deci, în cazul aplicării călirii, feritizarea (grafitizarea) începe încă din perioada de încălzire la temperaturi de peste 350—400°C, încălzire care se efectuează în cursul operațiilor de recoacere, care se execută ulterior.

Au fost utilizate cinci variante de recoacere: patru la temperaturi intercritice (775°C) cu durate de menținere mai scurte de 2,1 și 0,5 h, urmate de răcirea lentă a fontelor în cuptor sau în aer (tab. 3) și una la temperaturi subcritice.

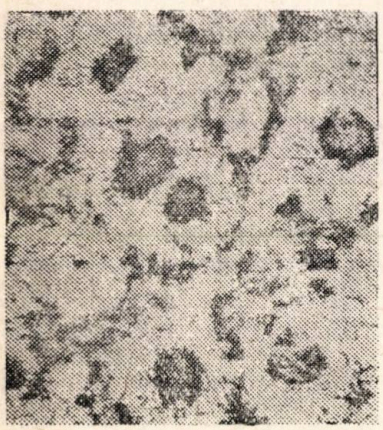
Structurile metalografice obținute după aplicarea ciclurilor termice menționate, după călirea prealabilă a fontelor, sînt prezentate în figura 3.

În cazul primelor trei operații de recoacere (regimurile VIII, IX și X) se constată, în mod surprinzător, că scăderea duratei de menținere la temperatura intercritică contribuie la o feritizare mai accelerată. Astfel, cantitatea de perită, care mai persistă în structură după ciclul de călire și recoacere, scade de la 25 la 3% dacă durata de menținere la 775°C scade de la 2 h la 0,5 h (figura 3, *a*, *b* și *c*).

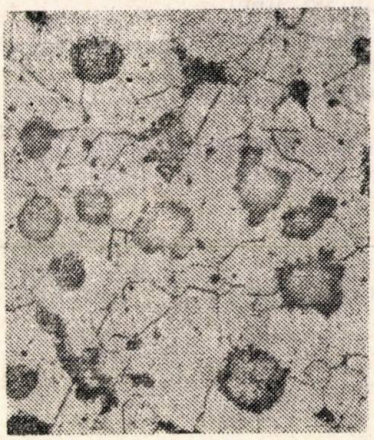
Aceasta s-ar explica prin faptul că prelungirea duratei de menținere determină apariția austenitei într-o proporție corespunzătoare echilibrului fazic, austenită care generează perlita sau pseudoperlita la răcirea ulterioară cu 70°C/h.

În cazul unei încălziri controlate și al unei mențineri de scurtă durată, structura caracterizată prin prezența feritei, cementitei și grafitului (la limita ferită-cementită) prezintă un histerezis termic, continuînd să persiste și peste Ac_{inf} un anumit timp, după care germenii de grafit nou formați se redizolvă, contribuind la formarea austenitei.

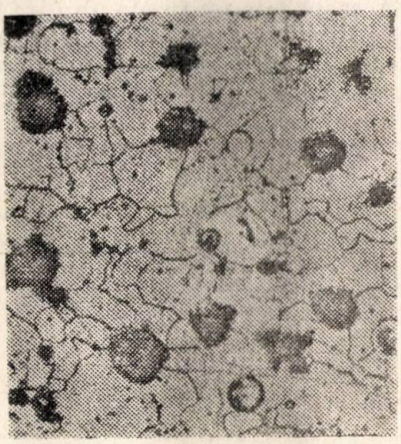
Totodată, comparînd regimurile X și XI, care nu diferă decît prin modul de răcire, se poate constata că, în condițiile unei mențineri de scurtă durată, răcirea poate fi efectuată și în aer, contribuția răcirii cu cuptorul la for-



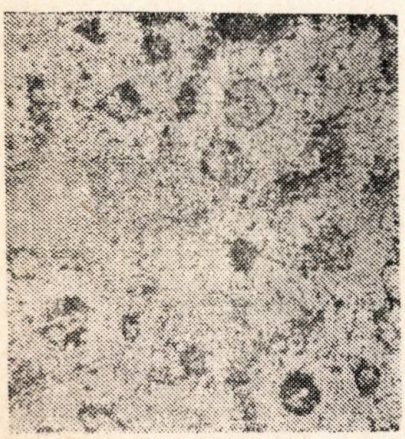
a



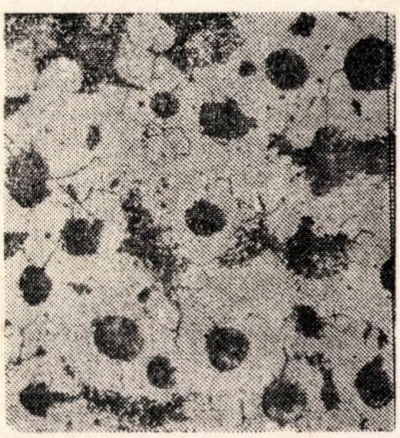
b



c



d



e

Fig. 3. Structuri metalografice obținute după călire și recoacere de grafitizare: *a* — regimul XVIII; *b* — regimul IX; *c* — regimul X; *d* — regimul XI; *e* — regimul XII

marea feritei și a grafitului prin descompunerea cementitei fiind relativ mică.

Aceasta vine în sprijinul afirmației anterioare, și anume că, la o durată de menținere scurtă în treaptă intercritică, austenita nu are timp să se formeze, deoarece, dacă s-ar forma, la răcire în aer ar da o structură perlitică sau pseudoperlitică într-o proporție mai mare.

Aplicarea după călire a unei recoaceri subcritice de aproximativ 1,5 h (regimul XII) nu este eficientă, întrucît fonta păstrează o structură ferito-perlitică cu aproximativ 40% Pe, în care cementita are tendință de globulizare (fig. 3, *e*).

Privind comparativ duratele totale ale tratamentelor termice aplicate și rezultatul acestora prin prisma cantității de perlită rămasă în cazul celor două grupuri de recoaceri (tab. 2 și 3), se poate constata că operația de călire are, așa cum se bănuia, un efect sensibil de scurtare a duratei de feritizare.

De exemplu, comparînd regimurile I cu XI (fig. 1 și 3, *d*), similare din punct de vedere al rezultatelor, primul realizează feritizarea cu formare a 90% Fe în 13 h, în timp ce regimul XI în numai 2,5 h, durată care include și călirea. Această micșorare de durată corespunde unei creșteri de productivitate de aproximativ 80%, ceea ce, în condițiile actuale de reducere a consumurilor energetice specifice, este deosebit de important.

Pentru o mai ușoară comparare a rezultatelor încercărilor de reducere a duratei de feritizare, în tabelele 2 și 3 (ultima coloană) a fost introdus un indicator al vitezei de realizare a procesului. Acest indicator este raportul dintre variația cantității de ferită, obținută în procente, și durata totală a procesului tehnologic propus.

Deși indicatorul are semnificația unei viteze de transformare, el nu poate fi considerat viteză de feritizare, întrucît, în durata totală a procesului, se includ și perioade în care nu se produc fenomene tipice feritizării.

Concluzii

Încercările de reducere a duratei de feritizare a fontelor cu grafit nodular perlitice prin scurtarea duratelor de menținere și prin mărirea vitezei de răcire în domeniul transformărilor în stare solidă nu au dat rezultate, dovedindu-se ineficiente. Astfel, considerînd ca acceptabilă existența în fontă, după tratament termic, a unui procentaj de 10% Pe netransformată, numai regimul I, apropiat de cel clasic, poate fi considerat corespunzător.

Introducerea operației de călire, premergătoare recoacerii, duce, însă, la reduceri apreciabile ale duratei de feritizare, cantitatea de perlită rămasă fiind de cele mai multe ori sub 10% Pe.

BIBLIOGRAFIE

[1] Popescu, N., Dumitrescu, C., Munteanu, A. *Tratamente termice și prelucrări la cald.* București, Ed. didactică și pedagogică, 1983.

[2] Sofroni, L., Ripoșan, I., Brabie, V., Chișamera, M. *Turnarea fontei.* București, Ed. didactică și pedagogică, 1985.

[3] * * * Giesserei calender 1986, Düsseldorf.

[4] Laplanche, H. *Les fontes et leurs traitement thermiques.* Paris, Ed. Desforges, 1975.

Ec. A. Toia ICEM

Sistemul informatic pentru știință și tehnologie în industria metalurgică

CZ: 681.3: 669

În prezent, în lumea științifică, s-a realizat un consens asupra faptului că societatea omenească se află în etapa unei noi revoluții științifice, tehnice și industriale.

Esența acestei revoluții constă în automatizare și cibernetizare, pe baza microelectronicii și informaticii, a microprocesoarelor și inteligenței artificiale. În dezvoltarea sa istorică, societatea omenească și-a creat și perfecționat continuu tehnologiile pentru prelucrarea, în scopuri bine definite, sub cele mai diferite forme și cu un randament mereu crescînd, a *materiei*, apoi a *energiei* și, mai recent, a *informației*. Se poate trage concluzia că, după epoca muncii cu *mîna* și apoi epoca muncii cu *mașina*, societatea intră în epoca muncii cu *informația* (pe suport microelectronic).

Astăzi, un produs înglobează cinci componente aflate într-o interconexiune complexă : materii prime, energie, manoperă (munca social-utilă), inteligență și informație ; competitive se anunță doar produsele care înglobează cît mai puține materii prime, cît mai puțină energie, cît mai puțină manoperă directă și, în schimb, multă inteligență și informație. Produsele realizate în sectoarele industriale primare și secundare sînt mai ieftine și superioare calitativ, deci mai competitive, datorită utilizării pe scară largă a cunoștințelor și sistemelor informatice evoluate în cercetarea, proiectarea și fabricarea lor, urmărind în mod consecvent și cu mijloace moderne ideea că *stăpînirea conceperii și fabricării de produse este cea care crește potențialul unei națiuni*.

În acest cadru, informatica, incluzînd echipamente de calcul, programe, elemente informaționale și umane, este un factor comun care permite accelerarea dezvoltării altor științe și domenii de activitate, a tuturor domeniilor importante în evoluția societății moderne.

Progresele rapide și deosebit de importante, realizate de tehnica de calcul și informatică, reprezintă astăzi un suport principal în orientarea și dezvoltarea științifică, tehnică și economică a țărilor avansate.

Pe această bază, se poate afirma, în mod întemeiat, că, în știință și tehnologie, se realizează o adevărată revoluție în modul de desfășurare a cercetărilor, în modul de a concepe și proiecta tehnologiile și produsele ; se schimbă complet maniera de lucru a cercetătorilor, proiectanților, inginerilor și a altor specialiști pentru care „lucrul la terminalul calculatorului" devine ceva normal, avînd acces la bazele de date și cunoștințe, la metodele și tehnicile evoluate de prelucrare și reprezentare grafică a datelor și obiectelor, la modelele de simulare, la norme, standarde, caracteristici de referință etc.

Pornind de la aceste orientări și tendințe majore existente pe plan mondial, se pune problema abordării sistemice, într-o concepție unitară, a activității de introducere și generalizare a informaticii în activitatea de cercetare, inginerie tehnologică și proiectare.

În acest scop, a fost elaborat conceptul Sistemului Informatic pentru Știință și Tehnologie (SISTEH).

În paralel, începînd din anul 1980, s-au desfășurat lucrările de realizare a Sistemului Informatic pentru Știință și Tehnologie din Industria Metalurgică (SISTIM), primul sistem informatic pentru activitatea de cercetare științifică și dezvoltare tehnologică la nivel de ramură din România.

Obiective și funcțiuni ale SISTIM

Obiectivul general a fost definit ca fiind *perfecționarea conducerii și realizării* efective a activității de cercetare, inginerie tehnologică, proiectare și microproducție din ramură, în scopul îmbunătățirii calității acesteia, creșterii productivității muncii și obținerii unei eficiențe economice superioare.

Din acest obiectiv general rezultă o serie de *obiective și funcțiuni principale*, cele mai importante fiind următoarele :

— conducerea de perspectivă a activității de cercetare și proiectare ;

— realizarea conducerii curente a activității de cercetare, inginerie tehnologică, proiectare și microproducție, în condițiile respectării disciplinei de plan ;

— realizarea informării operative a conducerii unităților de CS—DT, în vederea elaborării unor decizii corecte și în timp util ;

— creșterea productivității muncii în activitatea de CS—DT prin utilizarea largă, ca instrument de lucru, a tehnicilor și metodelor avansate de cercetare și proiectare, inclusiv cercetarea și proiectarea asistate de calculator ;

— realizarea unei eficiențe economice sporite în CS—DT prin creșterea calității lucrărilor de cercetare-proiectare, prin reducerea ciclului cercetare-producție și prin reducerea consumurilor de energie și materiale pe parcursul desfășurării

lucrărilor de CS—DT și după aplicarea acestora în producție;

— corelarea SISTIM cu celelalte sisteme din ramură și asigurarea legăturilor informațional-decizionale cu Sistemul pentru Știință și Tehnologie — nivel central (SISTEH) și cu alte sisteme din cadrul Sistemului Informatic Național (SIN).

Din stabilirea obiectivelor generale ale SISTIM, rezultă funcțiunile generale ale acestuia, așa cum au fost definite prin concepția de realizare:

— instrument al conducerii activității de cercetare științifică și inginerie tehnologică din ramură și din unitățile CS—DT;

— instrument de lucru al cercetătorului și proiectantului în activitatea curentă de realizare a temelor și contractelor CS—DT;

— instrument al conducerii activității de microproducție din unitățile CS—DT.

Aria de cuprindere a SISTIM

Sistemul are ca *arie de cuprindere* activitățile și unitățile Institutului Central de Cercetări Metalurgice (ICCEM).

Activitățile de bază ale unităților din ICCEM sînt următoarele: activitatea de cercetare; activitatea de inginerie tehnologică și proiectare; activitatea de microproducție; activitățile funcționale.

ICCEM are în componență patru institute de cercetare și proiectare, cinci centre de cercetare și proiectare, organizate pe lîngă marile unități de producție, precum și catedre de profil ale institutelor de învățămînt superior din București, Timișoara și Hunedoara.

Caracteristicile generale ale SISTIM

Prin concepția de proiectare și realizare adoptată, s-a urmărit asigurarea unor caracteristici structurale și funcționale superioare, care să permită obținerea unei durate de proiectare și implementare reduse, fiabilități, eficiențe și ușurințe în exploatare. SISTIM este un sistem *multinivel-ierarhizat*.

Acest concept concretizează atît legăturile dintre nivelurile structurii pe verticală, cît și dezvoltarea fiecărui subsistem sau modul prin aplicații (lucrări) distincte, situate pe diferite niveluri informaționale, de prelucrare și decizionale.

SISTIM este un *sistem modular*. Această caracteristică exprimă faptul că fiecare din aplicațiile, modulele sau subsistemele componente pot fi realizate independent și asamblate în conformitate cu cerințele fiecărei unități de cercetare-proiectare. Prin aceasta, se asigură realizarea unor sisteme informatice „pe măsură" care concordă cu dimensiunile, dezvoltarea și specificul unității respective.

SISTIM este un sistem cu *componente tipizate*. Realizarea componentelor se face după o concepție și metodologie unitară, inclusiv tipizarea intrărilor, ieșirilor și procedurilor automate și manuale. Astfel, se asigură integrarea și corelarea fără dificultăți a fiecărei componente în cadrul modulului și/sau subsistemului de care aparține și, pe această bază, generalizarea ei la toate nivelurile și unitățile utilizatoare.

SISTIM este un sistem *integrat*, în sensul că realizează coordonarea și corelarea componentelor sale în conformitate cu cerințele informaționale, de prelucrare și decizionale ale activității de CS—DT—IPT și asigură legătura sa cu celelalte sisteme din ramură și din economia națională.

SISTIM este un sistem *deschis*, deoarece asigură posibilitatea dezvoltării sale în concordanță cu noile cerințe și obiective care apar în activitatea de CS—DT—IPT.

Structura generală a SISTIM

Structura pe verticală a SISTIM cuprinde trei niveluri decizionale și de prelucrare: nivelul institutului central; nivelul unităților de cercetare-proiectare din ramură; nivelul laborator de cercetare/atelier de proiectare/ /serviciu funcțional.

Includerea explicită a nivelului 3 (laborator de cercetare/atelier de proiectare/serviciu funcțional) evidențiază *orientarea accentuată a SISTIM spre problemele activității curente de realizare efectivă a lucrărilor de către cercetători, proiectanți și alți specialiști*. În același timp, s-a acordat locul și ponderea corespunzătoare problemelor gestiunii și conducerii generale a activității de CS—DT din ramură și din unitățile de cercetare și proiectare (nivelurile 1 și 2) și, prin aceasta, s-a realizat și legătura cu nivelurile din structura SISTEH.

Corespunzător activităților și subactivităților realizate în unitățile componente ale ICCEM sistemul este structurat pe orizontală în subsisteme, iar acestea, la rîndul lor, în module (aplicații sau grupuri de aplicații) generalizabile. *Macrostructura pe orizontală* a SISTIM este prezentată în figura 1.

Subsistemul Baza de date

Subsistemul este format din două componente: componenta informațională (Baza de

date) și componenta procedurală (software și proceduri manuale).

Baza de date a SISTIM este o *metabază* de mari dimensiuni, o bază de date cuprinzînd colecții structurate de date științifice, tehnice și economice, coduri, descriptori, texte, informații și cunoștințe cu caracter permanent sau temporar, utilizate (intrate/produse/transmise) în procesele și mecanismele informaționale, decizionale și efectorii din activitatea de CS—DT.

— Baza de date pentru referințe bibliografice (BDRB), organizată la nivel central, care conține informații tehnico-științifice de interes pentru metalurgie: informații bibliografice; brevete de invenții; norme și standarde.

— Baza de date tehnico-științifice (BDTS), organizată la nivelul unităților de cercetare-proiectare, care conține date experimentale, proprietăți, caracteristici, componente structurale ale proceselor tehnologice și ale produselor care fac obiectul activității de cercetare științifică și proiectare.

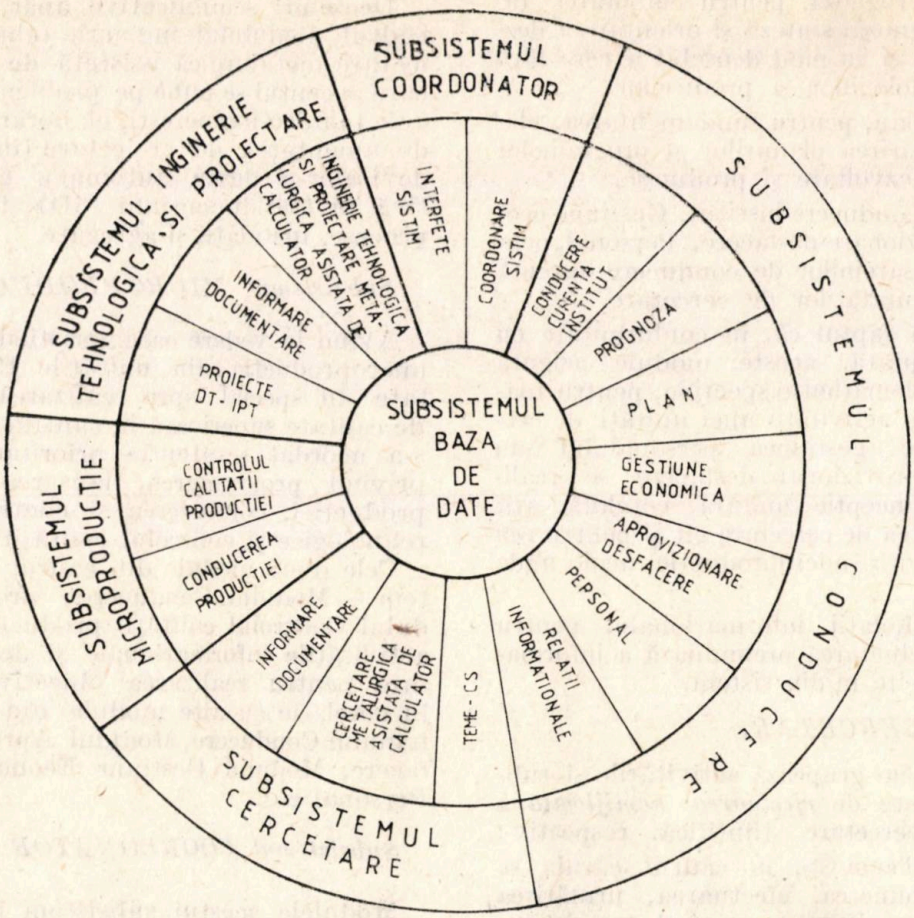


Fig. 1. Structura pe orizontală a sistemului informatic pentru știință și tehnologie din industria metalurgică

Avînd în vedere conținutul informațional și funcționalitatea datelor, s-a adoptat următoarea soluție de structură, pe secțiuni de nivel 1:

— Baza de date pentru problemele conducerii (BDPC), organizată la nivelul unităților de cercetare-proiectare, care cuprinde date privind activitatea de gestiune și conducere generală a unităților CS—DT din ramură.

— Baza de date tehnico-economice (BDTE), organizată la nivel central conținînd date, indici și indicatori tehnico-economici, rezultați din activitatea de cercetare științifică, proiectare și producție din România și străinătate.

În corelație cu secțiunile Bazei de date și cu cerințele utilizării datelor în sistem, s-a elaborat următoarea structură a componentei procedurale de tip software:

— pachete de programe pentru gestiunea și exploatarea BDTE;

— pachete de programe pentru gestiunea și exploatarea BDPC;

— pachete de programe pentru gestiunea și exploatarea BDRB;

— pachete de programe pentru gestiunea și prelucrarea datelor tehnico-științifice (date experimentale, date standard de referință,

grafice și diagrame de interes în activitatea de cercetare și proiectare);

— programe de interfață și conversie automată.

Componenta procedurală de tip manual include proceduri tipizate pentru colectare, conversie, pregătire, validare, corectare de date.

Subsistemul CONDUCERE

Activitățile privind conducerea curentă și de perspectivă a unităților de cercetare științifică, proiectare și microproducție se realizează cu modulele, grupurile de aplicații și aplicațiile următoare:

— Modulul Prognoză, pentru elaborarea lucrărilor de prognoză, sinteză și orientare a dezvoltării ramurii și în mod deosebit a cercetării științifice, tehnologiilor și produselor.

— Modulul Plan, pentru fundamentarea, elaborarea și urmărirea planurilor și programelor de cercetare, dezvoltare și producție.

— Modulele Conducere institut, Gestiune economică, Aprovizionare-desfacere, Personal, pentru rezolvarea sarcinilor de conducere curentă a activităților unităților de cercetare.

Se subliniază faptul că, în conformitate cu concepția adoptată, aceste module asigură rezolvarea problematicii respective, pentru toate componentele activității unei unități de cercetare-proiectare (gestiunea personalului sau lucrările de aprovizionare-desfacere se realizează într-o concepție unitară, corelată, atît pentru activitatea de cercetare cît și pentru cea de proiectare sau/și microproducție, acolo unde este cazul).

— Modulul Relații informaționale, pentru conversia și prelucrarea preliminară a informațiilor intrate/ieșite în/din sistem.

Subsistemul CERCETARE

Acest subsistem grupează activitățile și subactivitățile legate de *efectuarea nemijlocită* a lucrărilor de cercetare științifică, respectiv:

— Modulul Teme-CS, în cadrul căruia se realizează propunerea, efectuarea, urmărirea și raportarea rezultatelor privind temele înscrise în planurile de cercetare și contracte.

— Modulul Cercetare metalurgică asistată de calculator realizează adaptarea, elaborarea, asimilarea și exploatarea de modele, algoritmi și metode de prelucrare și reprezentare grafică a datelor experimentale, de simulare a fenomenelor și proceselor tehnologice și de analiză a corelației și conexiunii parametrilor și caracteristicilor proceselor și fenomenelor studiate în cadrul temelor de cercetare abordate.

— Modulul Informare-documentare asigură informarea cadrelor de conducere, a cercetătorilor, proiectanților și a altor specialiști cu date privind rezultatele obținute în cercetarea științifică din România și din străinătate.

Aceste informații sînt colectate din periodice și cărți de specialitate, lucrări de cercetare și proiectare, prospecte, oferte, rapoarte de deplasare etc.

Subsistemul INGINERIE TEHNOLOGICA ȘI PROIECTARE

Modulele acestui subsistem realizează funcțiuni similare cu cele descrise în paragraful anterior, cu deosebirea că sînt orientate spre problemele legate de elaborarea proiectelor pentru tehnologii, agregate și instalații metalurgice.

Deosebiri semnificative apar, în special, în cadrul modulului inginerie tehnologică și proiectare metalurgică asistetă de calculator, în care accentul se pune pe probleme privind calcule tehnico-inginerești, elaborarea automată a documentației de proiectare (inclusiv calculul devizelor și desen automat), grafica interactivă în trei dimensiuni (3D) și simularea de procese, instalații și agregate.

Subsistemul MICROPRODUCȚIE

Avînd în vedere caracteristicile activității de microproducție din unitățile CS—DT, orientate în special spre realizarea unor produse de calitate superioară în cantități și loturi mici, s-a acordat o atenție prioritară problemelor privind programarea, lansarea și urmărirea producției, conducerea și controlul proceselor tehnologice și controlul calității produselor.

Cele două module din cadrul acestui subsistem — Modulul Conducerea producției și Modulul Controlul calității producției — grupează activitățile informaționale și decizionale necesare pentru realizarea obiectivelor enunțate, în corelație cu alte module din cadrul Subsistemului Conducere, Modulul Aprovizionare-Desfacere, Modulul Gestiune Economică, Modulul Personal etc.

Subsistemul COORDONATOR

Modulele acestui subsistem realizează coordonarea și corelarea activităților unităților componente ale ICCEM și asigură legăturile informațional-decizionale dintre subsistemele SISTIM.

Realizări și perspective

Concepția generală și proiectul de ansamblu al SISTIM au fost eaborate în perioada octombrie 1980 — martie 1981 de un colectiv de specialiști în cadrul Laboratorului de cercetări operaționale din ICEM.

În continuare, s-a trecut la elaborarea proiectelor de ansamblu, a produselor tehnice, a programelor și pachetelor de programe și la implementarea aplicațiilor și modulelor componente.

În acest scop, s-a elaborat o strategie de realizare, incluzînd următoarele principii și criterii :

— ordinea de proiectare și implementare a aplicațiilor din cadrul modulelor se va face începînd cu aplicațiile cu ponderea cea mai mare în asigurarea funcțiilor principale ale modulului respectiv ;

— nici o aplicație a sistemului nu va fi proiectată înainte de proiectarea și implementarea secțiunilor corespunzătoare din Baza de date.

Dintre rezultatele obținute pînă în prezent se menționează următoarele :

— crearea, implementarea și darea în exploatare a Bazei de date tehnico-economice a Bazei de date pentru referințe bibliografice și a Secțiunii mărci-produse din oțel a bazei de date standard de referință ;

— proiectarea și implementarea grupului de aplicații privind fundamentarea, elaborarea și urmărirea planului, programelor și contractelor de cercetare științifică ;

— elaborarea și utilizarea unor modele, metode, tehnici și pachete de programe pentru prognoza cercetării științifice și dezvoltării tehnologice în metalurgie ;

— elaborarea și aplicarea pachetelor de programe pentru gestiunea datelor experimentale ;

— elaborarea și utilizarea unor pachete de programe pentru prelucrarea și reprezentarea grafică a datelor experimentale ;

— elaborarea și aplicarea unor modele de simulare și conducere cu calculator electronic a proceselor tehnologice din metalurgie ;

— elaborarea și utilizarea unor pachete de programe pentru calcule tehnico-inginerești și tehnico-științifice necesare în activitatea de cercetare, inginerie tehnologică și proiectare.

În continuare, lucrările prevăzute se axează pe următoarele direcții principale :

— perfecționarea activității de CS — DT — IPT prin dezvoltarea aplicațiilor elaborate pentru activitatea de prognoză, planificare și valorificare a cercetărilor și prin realizarea de noi aplicații în domeniul gestiunii economice a unităților ;

— dezvoltarea aplicațiilor privind cercetarea și proiectarea asistate de calculator, prin elaborarea și introducerea pe scară largă a pachetelor de programe pentru prelucrarea și reprezentarea grafică a datelor experimentale, bibliotecilor de grafică și diagrame tehnice și științifice, a bibliotecilor de calcule tehnico-științifice, stimulatoarelor de procese tehnologice, instalații și agregate metalurgice și a tehnicilor de elaborare automată a documentației de proiectare ;

— completarea subsistemului Baza de date cu alte subsecțiuni de interes (prognoză, producție, personal) ;

— continuarea și dezvoltarea lucrărilor privind elaborarea și introducerea sistemelor-expert în activitatea de cercetare și inginerie tehnologică din metalurgie ;

— continuarea și dezvoltarea lucrărilor privind simularea și conducerea proceselor tehnologice din metalurgie.

Prin elaborarea și generalizarea acestor lucrări în unitățile de cercetare și proiectare din metalurgie se vor sprijini preocupările și eforturile cadrelor de conducere și ale specialiștilor din ramură orientate spre reducerea consumurilor de materii prime și energie, creșterea randamentului de utilizare a metalului, introducerea de noi produse și tehnologii cu eficiență tehnologică ridicată, competitive pe plan mondial.

BIBLIOGRAFIE

[1] Drăgănescu, M. *A doua revoluție industrială*. București, Ed. Tehnică, 1980.

[2] Roman, W. *Noua revoluție industrială. Noile tehnologii de vîrf și societatea*. Ed. Politică, 1983.

[3] Baltac, V. *Impactul economic și social al microelectronicii*. Știință și contemporaneitate. București, Ed. Politică, 1980.

[4] Baltac, V. *Calculatoare electronice deosebite esențial de predecesoarele lor*. În: Știință și tehnică, R.S.R., nr. 3, 1985.

[5] Davidovici, A. *Un salt revoluționar în tehnica de calcul*. În: Știință și tehnică, R.S.R., nr. 3, 1985.

[6] Farcaș, D. *Eficiența inteligenței și informației*. În: Știința la zi, R.S.R., nr. 8, 1985.

[7] Guran, M. *Aspecte ale dezvoltării informaticii în raport cu dezvoltările tehnologice contemporane*. În: Revista economică, R.S.R., nr. 11, 1979.

[8] Guran, M. *Prelucrarea cunoștințelor pentru beneficiari*. În: Știință și tehnică, R.S.R., nr. 3, 1985.

[9] Friedrichs, G., Schaff, A. *Microelectronica și societatea*. București, Ed. Politică, 1985.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 12, 1988

Calitatea aglomeratului și a returului în etape diferite la prelucrarea acestuia, p. 6 — Contururile zonei axiale a materialelor cu mobilitate redusă și ale traiectoriei de deplasare a componentelor încărcăturii în furnal, p. 11 — Controlul permanent al distribuției radiale de gaze în furnale, p. 15 — Studierea reducerii în fază solidă cu carbon a fierului, p. 18 — Instalație de pregătire a prafului pentru insuflarea combustibilului de praf de cărbune în creuzetul furnalelor, p. 22 — Producția de oțel de convertizor cu rezistență crescută la coroziune și la frig, p. 24 — Suflarea în adîncime prin gurile de vînt ale bolții băii Martin, p. 27 — Îmbunătățirea eficienței de prelucrare mecanică a plăcilor la turnarea lingotierelor, p. 28 — Elaborarea oțelurilor rezistente la coroziune cu adaos de ferocrom cu conținut ridicat de carbon în baia necalmată, p. 28 — Elaborarea aliajelor cu mangan cu utilizarea concentratelor din minereul extras din zăcămîntul Bolșoi Tokmaksk, p. 30 — Experiența și eficiența utilizării resurselor secundare, p. 33 — Modelul de forță al laminării tablei groase, p. 35 — Producția de laminate cu suprafață striată, p. 38 — Influența întinderii laminatului în intervalele dintre caje ale laminorului de sîrmă asupra dimensiunilor geometrice ale sîrmei laminate, p. 40 — Extinderea posibilităților tehnologice ale laminoarelor prin optimizarea dimensiunilor rulmenților pentru cilindri, p. 43 — Particularitățile proiectării sculelor tehnologice pentru refularea prăjinilor de foraj pe mașinile orizontale de forjat, p. 48 — Posibilitatea obținerii unor acoperiri cu silicat de zinc în conductele de apă și gaze, p. 51 — Alegerea unei soluții acide pentru degresarea suprafeței țevilor rezistente la coroziune extrudate la cald, p. 53 — Fabricarea cordului metalic din oțel 70K-PV, p. 58 — Plasticitatea sîrmei cu conținut scăzut de carbon în cazul unei trefilări multiple, p. 60 — Controlul accelerat al compoziției soluțiilor de fosfați de zinc, p. 63 — Durificarea termomecanică a profilelor laminate pentru buloanele de la zalele tractoarelor, p. 64 — Influența încălzirii lingourilor cu conținut de căldură ridicat asupra structurii și proprietăților metalului laminat, p. 66 — Elaborarea de oțel slab aliat laminat la cald tip 30 HGSA pe laminorul continuu de benzi late 2000, p. 69 — Micșorarea neomogenității de carbid în oțelurile rapide de cementare cu conținut scăzut de carbon, p. 72 — Influența structurii inițiale de recoacere asupra proprietăților oțelului perlitic după trefilare, p. 74 — Îmbunătățirea eficienței fabricării și utilizării laminatelor tratate termic și termomecanic, p. 77 — Particularitățile utilizării pulberilor de fier pulverizate cu apă la executarea pieselor cu destinație diferită, p. 79 — Analiza folosirii cotelor de amortizare la reparațiile capitale ale secțiilor de țevi, p. 81 — Calculul răcirii lingourilor retopite electric sub zgură în cuptoarele intermitente, p. 83 — Conducte de gaze cu radiație fabricate în serie, p. 85 — Producția și consumul de produse rezultate din descompunerea aerului în siderurgie, p. 89 — Stabilizarea apei de recirculare în sistemul de alimentare cu apă la instalația de granulare a zgurei de furnal, p. 93.

Stal, U.R.S.S., nr. 1, 1989

Elaborarea regimurilor termotehnice de prăjire a peletelor tratate cu fondanți din concentratele sulfuroase de la cariera Kostomuksk, p. 6 — Reducerea minereurilor cu produse rezultate de la conversia la temperaturi înalte a gazelor naturale, p. 10 — Gradul de reducere directă a fierului și bilanțul termic general în cazul utilizării insuflării combinate, p. 15 — Îmbunătățirea calității semifabricatelor turnate continuu din oțeluri cu conținut foarte scăzut de carbon, p. 28 — Îmbunătățirea calității semifabricatelor turnate continuu din oțel SHO5 pentru țevile și inelele rulmenților, p. 30 — Formarea incluziunilor de zgură în blumurile turnate continuu din oțel de construcții, p. 33 — Răcirea cu aer și apă pe mașinile de turnare continuă a semifabricatelor, p. 37 — Stabilirea neomogenității structurii în lingourile turnate continuu solidificate, p. 39 — Mecanism de formare a fisurilor interne în zona intermediară a semifabricatelor turnate continuu pentru profile, p. 43 — Turnarea electrozilor pentru retopirea electrică sub zgură pe mașini orizontale de turnare continuă a semifabricatelor, p. 45 — Perfecționarea producției de ferocrom cu conținut scăzut de carbon, p. 47 — Elaborarea silicomanganului comercial cu utilizarea concentratelor de Ușkatinsk, p. 49 — Reducerea consumului de energie la fabricarea tablei și a tablei subțiri, p. 50 — Fabricarea profilelor asimetrice cu rigiditate ridicată prin procedeul de formare între cilindri, p. 54 — Soluții tehnice noi în proiectarea laminorului de sîrmă și produse mărunte 203/150, p. 56 — Fabricarea bilelor laminate pentru mori, p. 58 — Influența duratei de îmbătrînire naturală asupra rezistenței cilindrilor de laminat tablă, p. 61 — Frînarea forțată a laminatului durificat termic pe răcitorul laminorului, p. 63 — Îmbunătățirea calității de tăiere cu ferăstrău circular a laminatelor, p. 64 — Conducerea procesului de măsurare a diferenței de grosimi transversale a pereților în cazul laminării periodice a țevilor, p. 65 — Intensificarea fabricării țevilor de precizie, p. 70 — Unificarea construcțiilor de cabluri închise de extracție pentru mine, p. 72 — Utilizarea metodei balistice pentru determinarea durității șaibelor elastice din oțel, p. 75 — Utilizarea rațională a apei la operațiile de spălare, la fabricarea sîrmei, p. 77 — Îmbunătățirea nivelului de rezistență al oțelului carbon cu destinație de masă ca rezervă a economiei de metal, p. 80 — Procedee de decarburare și de creștere a grăunților din oțel electrotehnic izotropic, p. 82 — Compoziția de fază a oțelului ledeburitic H9VMF-S pentru cilindrii de la laminorul cu 20 cilindri, p. 85 — Producția de oțeluri pentru instrumentele medicale, p. 87 — Influența compoziției stratului superficial al benzii asupra proprietăților de protecție ale tablei cositorite, p. 90 — Perspectivele utilizării produselor din pulberi metalice în întreprinderile metalurgice, p. 92 — Rezerve de reducere a consumului mare de energie la elaborarea fontei, p. 95 — Îmbunătățirea calculației costului produselor finite siderurgice, p. 99 — Încălzirea semifabricatelor din oțel în strat necalmat, p. 102 — Automatizarea calculului aerodinamic al rețelelor ramificate complicate de gaze, p. 105.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 1, 1989

Producția și utilizarea cărămizilor periclazocromitice unificate pentru oale, p. 4 — Alegerea refractarelor pentru căptușirea oalelor pentru tratamentul oțelului în afara cuptorului, p. 7 — Cercetarea transformărilor la temperaturi înalte ale refractarelor din periclaz-carbon cu ajutorul metodei de microanaliză spectrală cu raze X, p. 11 — Influența condițiilor de obținere a hidroxidului și oxidului de aluminiu asupra

proprietăților pulberilor și sinterizarea acestora, p. 15 — Ceramica legată prin reacție în sistemul $ZrO_2-Y_2O_3-Al_2O_3-TiO_2$, p. 18 — Ecuația fluajului neinstalat al materialelor refractare în cazul compresiunii cu o singură osie, p. 22 — Influența oxidului liber de crom asupra unor proprietăți ale ceramicii din cromit lantan, p. 26 — Producția și utilizarea refractarelor forsteritice, p. 32 — Pahare nearse din cuarț pentru turnarea oțelului, p. 39 — Reconstrucția producției de refractare cu conținut de grafit pentru mașinile de turnare continuă a semifabricatelor la uzina de refractare Konstantinovsk, p. 43 — Studierea emanațiilor nocive în atmosferă la fabricarea refractarelor oxidocarbonice, p. 46 — Modelul matematic al măsurării conductibilității termice prin metoda nestaționară a sîrmei calde, p. 48 — Căptușirea combinată a cuptorului de prelucrare termică a minereului, p. 52.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 11, 1988

Uscarea căptușelilor monolite la oalele pentru turnarea oțelului, p. 3 — Studierea caracteristicilor de exploatare a loturilor experimentale de periclaz electrotenic elaborat în cuptoare cu inducție, p. 6 — Diagrama fuzibilității pseudosistemului $SrAl_2O_4-SrZnO_2-SrHfO_3$, p. 8 — Refractare periclazocalcaroase cu conținut ridicat de carbon, p. 10 — Cărămizi din periclaz-carbon obținute din deșeurile de la fabricarea periclazului electrotehnic, p. 13 — Materiale periclazospinelice topite pentru refractare cu structură din grăunți, p. 16 — Formarea unei structuri de tridimit în cărămizile silica pentru cuptoarele de cocsificare, p. 21 — Introducerea unor desprăfuitoare uscate cu gabarit mic, dincolo de tamburul de uscat, p. 27 — Sistem informațional al activității compartimentului de presare, p. 29 — Conductibilitatea termică a compozițiilor cu umplutură din granule sferice cave de corindon, p. 32 — Influența factorilor regimului electrotehnologic asupra rezistenței căptușelilor cuptorului electric cu arc pentru elaborarea oțelului 100Cr6, p. 36 — Amestec refractar de beton pentru căptușirea unităților de inducție ale cuptoarelor cu canale, p. 39 — Hozrașciotul și autofinanțarea întreprinderilor — probleme de teorie și practică, p. 40 — Metodă de determinare a temperaturii de deformare sub sarcină, p. 49 — Tipuri noi de refractare și utilizarea acestora în tehnică, p. 50 — Nivelul actual și tendințele dezvoltării producției de refractare pentru siderurgie, p. 51 — Producția și utilizarea cărămizilor refractare din fibre în R.D. Germană, p. 57.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 12, 1988

Mase de ștampare din nisipuri cuarțoase din zăcămîntul de Tarasovsk, p. 1 — Procese de formare a fibrelor la fabricarea refractarelor, p. 3 — Aprecierea fluajului grătarelor de umplutură de la schimbătoarele de căldură generative, p. 9 — Materiale ceramice din azotură de bor, p. 13 — Utilizarea bancului de efecte negative la elaborarea instalațiilor de uscare, p. 15 — Perspectivele asigurării cu materii prime a industriei de refractare, p. 17 — Influența parametrilor tehnologici asupra proprietăților și rezistenței la uzură a refractarelor din periclaz-carbon, p. 27 — Cărămizi carborundice pentru arderea porțelanului, p. 33 — Durabilitatea bucșelor și diblurilor de la formele de presare, p. 34 — Eroare de măsurare a temperaturii, legată de astuparea traductoarelor termice, la cercetarea refractarelor, p. 38 — Perfecționarea construcției căptușelii instalației de vidare a oțelului, p. 41 — Uzarea cărămizilor periclazospinelice în bucșa de aspirație a instalației de vidare de tip porționat, p. 43 — Aprecierea proprietăților acoperirilor din beton torcretat și a cărămizilor refractare, p. 48.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 4, 1989

Finanțarea cercetării metalurgice în R.F.G., p. 169 — Tehnica de deformare, p. 169 — Dezvoltări și progrese ale tehnicii de laminare la rece, p. 169 — Originea etichetelor pentru benzi, la banda laminată la rece supusă recoacerii cu clopot, p. 178 — Lubrifianți pentru fabricarea benzii laminate la rece, p. 185 — Dezvoltări mai recente în domeniul fabricării semifabricatelor și produselor finite, p. 189 — Optimizarea sistemelor de fabricare și de exploatare prin măsuri organizatorice, p. 189 — Sisteme de identificare pentru urmărirea vehiculelor de transport și materialelor, p. 205 — Producția mondială de oțel brut pe anul 1988, p. 209 — Congresul Metec '89 — Noi dezvoltări în metalurgie, p. 80 — Tîrguri și expoziții — dezvoltarea, stadiul, importanța, p. 91.

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 11, 1988

Baza de materii prime a uzinei cocsochimice Avdeevsk și pregătirea cărbunilor pentru cocsificare, p. 6 — Determinarea efortului de scoatere a turtei de cocs din cuptoarele cu camere cu volum mare, p. 13 — Durata de stingere a cocsului în instalațiile de stingere uscată a cocsului, p. 17 — Aprecierea pierderilor prin ardere a cocsului în instalațiile de stingere uscată a cocsului, p. 19 — Perfecționarea procedeului de încărcare fără praf prin injectare hidraulică a bateriilor de cocsificare, p. 22 — Reparații la pereții despărțitori ai cuptoarelor cu camere cu un volum de 41,6 m^3, p. 24 — Experiența exploatării colectoarelor de gaze sub formă de jgheab, p. 33 — Examinarea funcționării dispozitivului experimental de suflare, p. 35 — Controlul automat al umidității gazelor de recirculare la răcirea cocsului, p. 37 — Examinarea funcționării dispozitivului de acționare asincronă a mecanismului de împingere a cocsului, p. 39 — Sistem automatizat de încărcare a gudronului în bateriile de cocsificare, p. 41 — Soluții tehnice noi în construcția și exploatarea bateriilor de cocsificare cu cuptoare cu camere cu capacitate unitară mare, p. 43 — Caracteristicile statistice ale principalelor procese tenologice din producția cocsochimică, p. 46 — Protecția mediului înconjurător în condițiile producției cocsochimice, p. 51.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 11, 1988

Pregătirea șlamurilor cu conținut de fier în vederea utilizării în producția de aglomerate, p. 26 — Stabilizarea mecanică a compoziției granulometrice a aglomeratului, p. 27 — Mecanizarea lucrărilor de reparație a excavatoarelor EKG-4,6 în producția de aglomerate, p. 28 — Insuflarea furnalului prin utilizarea azotului, p. 29 — Prevenirea pătrunderii zincului în furnal, p. 30 — Optimizarea compoziției încărcăturii de metal pentru cuptoarele electrice cu arc de 100 t, p. 34 — Concentrate de mangan cu conținut de fosfor, extrase din zăcămîntul Ușkatin-III, utilizate la elaborarea feroaliajelor, p. 35 — Sistem de comandă automat a regimului de temperatură a camerei de zgură, p. 37 — Probleme de organizare a încărcăturii calde de sleburi turnate continuu, p. 37 — Progresul tehnico-științific în fabricarea tablei groase laminate, p. 44 — Sistem de televizoare pentru controlul dimensiunii laminării finale de finisare, p. 46 — Profilarea cilindrilor hiperboloidali pentru laminarea elicoidală, p. 48 — Micșorarea zgomotului la utilajele tehnologice din secțiile de laminare a tablei, p. 51.

Giesserei, R.F.G., nr. 3, 1989

GIFA, 89 : Materiale turnate și procedee de fabricare optime, p. 63 — Tratamentul termic de turnare a fontei de turnătorie — un procedeu de îmbunătățire a calității pieselor turnate și scurtare a procesului de producție, p. 63 — Tratamentul topiturilor din fontă cu sîrmă de tratament pe bază de magnezie și sîrmă inoculată, pentru fabricarea pieselor în serie din fontă de turnătorie cu grafit nodular și grafit vermicular, p. 69 — Sinteză bibliografică anuală asupra tehnicii de tăiere și alimentare (urmare 26), p. 74.

Giesserei, R.F.G., nr. 4, 1989

GIFA, 89 : Congresul internațional asupra turnătoriei cu for tehnic și expoziție de afișe de specialitate, p. 91 — Procedeul Coldbox-plus. Principii și perspective ale fabricării moderne a miezului. Partea a 2-a : Călirea pentru miez, p. 91 — Dezvoltarea compactării prin impuls a materialelor de formare liate cu argilă, p. 98 — Rezultatele și utilizarea procedeului de formare prin presare cu curent de aer, p. 105 — Utilizarea automatizării în turnătorii. Experiența obținută prin încercări privind utilizarea unui software integrat pentru turnătorii, în 31 turnătorii. Partea 1 : Turnătoriile în care s-au realizat încercările și probleme generale ale automatizării, p. 110.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 2, 1989

Conjunctura unor ramuri industriale consumatoare de oțel importante, în anul 1989, p. 45 — Rezervele de minereu de fier pentru utilizarea aglomeratelor și peletelor în furnal, p. 48 — Situația aprovizionării cu materii prime, p. 55 — Cuptoare de mare capacitate cu camere late — o metodă de extindere a bazei de materii prime, p. 61 — Îmbunătățirea gradului de puritate a oțelului la turnarea continuă, p. 69 — Oțeluri microaliate de rezistență superioară, p. 77 — Optimizarea procedeelor și tratamentul termomecanic, la laminarea inelelor, p. 83 — Prognoză RWI : pe anul 1989 se prevede o producție înaltă de oțel, p. 93.

Întreprinderea de Sîrmă şi Produse din Sîrmă Buzău fabrică o gamă largă de produse:

— cord metalic pentru anvelope de automobile;
— plase sudate pentru armarea betoanelor;
— electrozi de sudură executaţi în 40 tipodimensiuni;
— sîrmă moale trasă realizată în gama 0,2—14,5 mm, utilizată la executarea şuruburilor şi rulmenţilor

Produsele fabricate de I.S.P.S. Buzău, unanim apreciate pe piaţa internaţională, au fost livrate în 42 de ţări ale lumii.

Ductil

ÎNTREPRINDEREA DE SÎRMĂ
ŞI PRODUSE DIN SÎRMĂ
BUZĂU

Aleea Industriilor, nr. 1
Tel. 974.26286; Telex: 56229

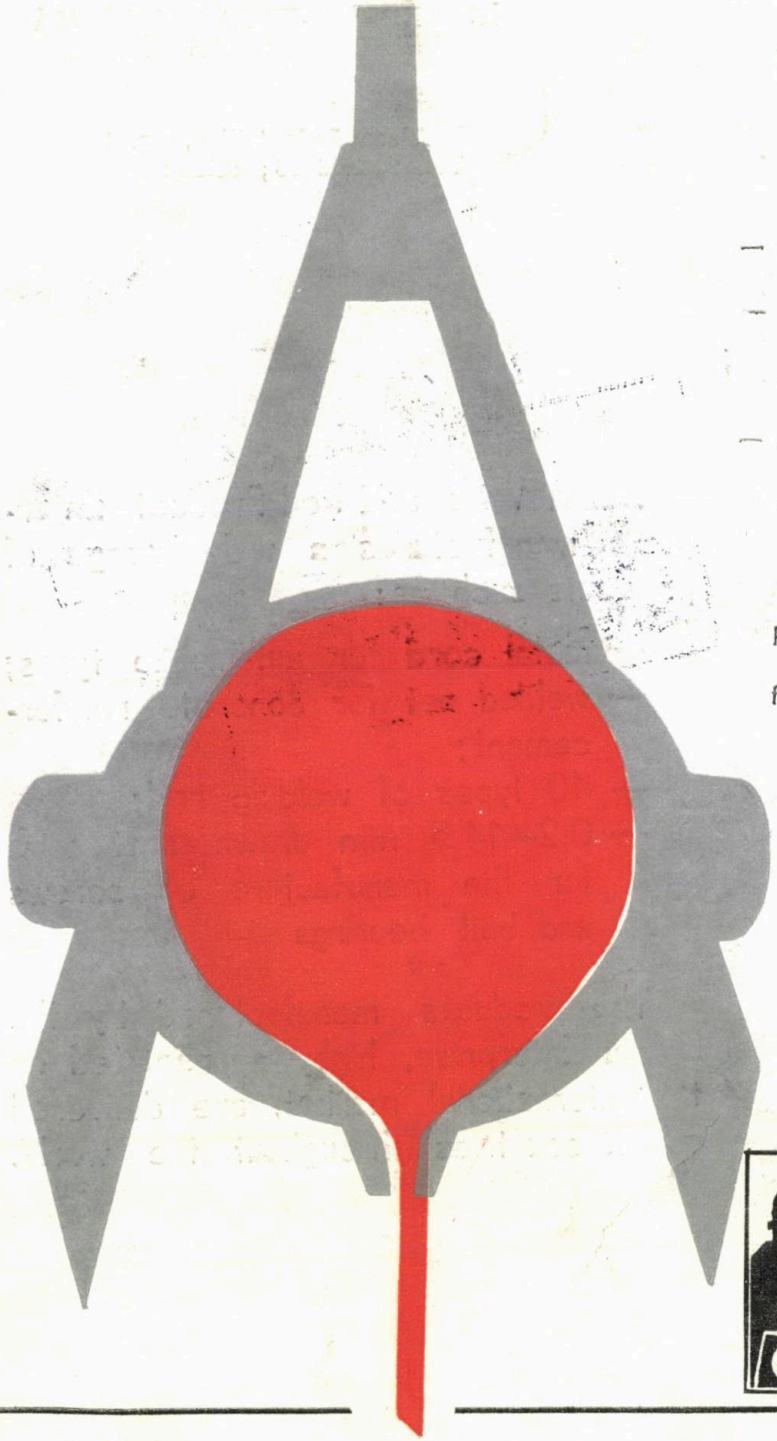
Buzău Wire and Rod Product Enterprise manufactures a wide range of products such as:

— metal cord for automobile tyres;
— welded net for concrete reinforcement;
— 40 types of welding rod;
— 0,2—14,5 mm drawn soft wire for the manufacture of screws and ball bearings

The products manufactured by the Buzău Enterprise, highy appreciated on the international market, are delivered in 42 countries throughout the world.

Centrul de Cercetari și Proiectari pentru Fabricație Produse Siderurgice Hunedoara

Execută pe bază de comenzi:



— studii și lucrări de cercetare

— proiecte și documentații tehnice de execuție

— analize de laborator pentru determinări fizice și chimice în domeniul perfecționării producției de cocs, aglomerat fontă, oțel și laminate

1990 APR 12

CCPFPS

— HUNEDOARA —

E 3280

METALURGIA

7

METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XLI • NR. 7 • IULIE 1989

Ductil

ÎNTREPRINDEREA DE SÎRMĂ
ŞI PRODUSE DIN SÎRMĂ
BUZĂU

Aleea Industriilor, nr. 1
Tel. 974.26286; Telex : 56229

Întreprinderea de Sîrmă şi Produse din Sîrmă Buzău fabrică o gamă largă de produse:

— cord metalic pentru anvelope de automobile;
— plase sudate pentru armarea betoanelor;
— electrozi de sudură executaţi în 40 tipodimensiuni;
— sîrmă moale trasă realizată în gama 0,2—14,5 mm, utilizată la executarea şuruburilor şi rulmenţilor

Produsele fabricate de I.S.P.S. Buzău, unanim apreciate pe piaţa internaţională, au fost livrate în 42 de ţări ale lumii.

Buzău Wire and Rod Product Enterprise manufactures a wide range of products such as:

— metal cord for automobile tyres;
— welded net for concrete reinforcement;
— 40 types of welding rod;
— 0,2 — 14,5 mm drawn soft wire for the manufacture of screws and ball bearings

The products manufactured by the Buzău Enterprise, highy appreciated on the internaţional market, are delivered in 42 contries throughout the world.

METALURGIA

Anul 41 Nr. 7 Mai 1989

CUPRINS

Cândea, S. și *Deaconescu, Florina*: **Considerații teoretice și experimentale asupra utilizării pieselor refractare pentru insuflarea de gaze inerte în metalurgia secundară** 315

Petrescu, Mirela și *Zgăvîrdici, Carmen*: **Considerații privind posibilitățile de obținere a unor mase ceramice în sistemul binar Al—B cu aplicații în electronică.** 320

Pop, Gh.: **Experimentări industriale privind forjarea lingourilor cave din oțel** 322

Winckelbauer, Greta, Ciucă, Vasilica și *Andrei, Gh.*: **Posibilități de conducere cu calculator electronic a procesului de elaborare a feroaliajelor în cuptorul electric cu arc** 323

Popa, Angela și *Popescu, T.*: **Studiul echilibrului soluțiilor pe bază de nichel** 328

Stănescu, I., Stegăroiu, M. și *Marcu, P.*: **Contribuții la stabilirea factorilor metalurgici de influență asupra unor proprietăți fizice la sîrmele din aliaj CuMn3** 331

Halász, E. și *Halász, T.*: **Determinarea coeficienților de suprapunerile de linie în analiza prin fluorescență de raze X a oțelurilor utilizînd probe binare.** 336

Iulian, Olga, Landauer, Orlansa, Mateescu, Cornelia și *Bălăceanu, Anca*: **Comportarea la coroziune a unor fonte nodulare în medii de acizi minerali.** . . . 340

Ecaterina, Szöcs și *Teodor, Ov.*: **Reglarea procesului de preparare-formare cu amestec pe bază de silicat de sodiu prin autointărire cu esteri lichizi.** . . . 345

Licurici, M. și *Radu, Gh.*: **Folosirea dezoxidanților-modificatori la elaborarea oțelurilor carbon și slab aliate turnate în piese și lingouri** 348

Stan, Veronica, Dumitru, C. și *Grinea, D.*: **Studiul posibilității de utilizare a argilelor bentonitice de Darabani-Mitoc ca liant în turnătorie** 351

Revista revistelor 344, 350

Recenzie 321, 325, 335, 339, 353, 354

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM, Departamentul Export-Import, Presă P.O. Box 136—137 ; Telex : 11 226 BUCUREȘTI, str. 30 Decembrie, nr. 3"

Președintele colegiului de redacție :
prof. dr. ing. L. SOFRONI

Redactor : ELENA PÂRVU

Tehnoredactor : MARIETA RUBȚOV

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon : 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector 6 — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament : lei 180 anual. Costul unui exemplar : lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

I. P. „Informația" — c. 1298

CONTENTS

DC : 669.74 ; 621.95

Cândea, S. and *Deaconescu, Florina* : : **Theoretical and experimental considerations of the use of refractory parts for the inert gas blowing in the secondary metallurgy**

The paper presents the state of the development of the secondary metallurgy (posttreatment), the blowing technology (stirring process) and several theoretical data on homogenization by stirring.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 315—319

Petrescu, Mirela and Zgăvîrdici, Carmen : **Considerations on the ways of obtaining ceramic materials in Al—B binary system applied in electronics**

The paper presents a few physico-mechanical properties of a combination of aluminium and boron in the binary system.

The aim of the paper is the achievement, in a first step of aluminium boride by the reaction of boric anhydride with aluminium powder in the melt in the presence of calcium sulphate as an activating agent.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 320—321

DC : 621.73 : 621—41

Pop, Gh. : **Industrial experiments on hollow steel ingot forging**

The paper presents the economic and technical advantages of hollow ingots forging, the main technological steps of ingot forging, while maintaining the specific technological characteristics, as well as the experimental results obtained when forging tubular and annular parts out of hollow ingots, pointing out the process simplicity and efficiency.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 322—325

DC : 681.32 : 669.168

Winckelbauer, Greta, Ciucă, Vasilica and Andrei, Gh. : **Possibilities of computer controlled ferroalloy making in electric arc furnace**

The authors tried to identify the possibilities of computer controlled ferroalloy making in electric arc furnaces. To this regard, the authors have analysed the basic processes occured in this type of facilities, by developing two types of program software for the calculation of material and energy balance in order to help the specialist turn to better account the available raw materials, with an advantageous energy consumption.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 326—337

Popa, Angela and Popescu, T. : **The study of the nickel based solution equilibrium**

The paper presents a method of determining phases in equilibrium in the multicomponent Ni—Cr—Ti—Al—B system.

The authors analyse the results which have been obtained as compared to the experimental ones.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 328—330

DC : 62—426 : 669.017.1

Stănescu, I., Stegăroiu, M. and Marcu, P. : **Contributions to the determination of the metallurgical factors which influence the physical properties of CuMn3 alloy wire**

The researches carried out point out the importance of manganese content in order to include the material within the desired restivity limits. The authors show the influence of the deformation index at drawing and of the heat treatment on the physical characteristics, the strength for one length unity and the temperature index of the electrical strength.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 331—335

DC ; 537.531

Halász, E. and Halász, T. : **The determination of the line overlapping indexes in X ray fluoreseence of steel by using binary specimens**

The paper briefly defines the spectral backround and interference, as well as a classification of spectral interference cases.

The authors present three ways of determining the line overlapping indexes, two of which use binary specimens, as well as the way of obtaining homogeneous binary specimens.

Finally, the authors present the peculiarities and the advantages of using binary specimens in two practical cases : the sulphur and phosphorus in medium alloy and rapid steels.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 336—339

DC : 620 : 193.41 : 669.131.622

Iulian, Olga, Landauer, Ortansa, Mateescu, Cornelia and Băläceanu, Anca: **Corrosion behaviour of nodular cast iron in mineral acid media**

The authors present several gravimetric and electrochemical laboratory tests on the corrosion resistance of several nodular cast iron in mineral acid media (0,01—0,5 M) at different temperatures.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 340—344

DC :621.746.01

Szöes, Ecaterina and Teodor, Ov. : **The control of the preparation — forming process with sodium silicate mix by liquid ester autohardening**

The paper describes the influence of the quality of forming materials and the influence of silad and sodium silicate doses on the hardening speed and on sodium silicate and silad mix processing. The authors study the types of SB and SD sodium silicate, 0,3—2,8% acid silad, Aghireş 0,25—0,51 medium grainsize sand.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 345—347

DC: 621.746.01:669.15—194.2

Licurici, M. and *Radu, Gh.:* **The use of deoxidizers-modifiers for the steelmaking of carbon and low alloy steels cast in castings and in ingots**

The use of deoxidizers-modifiers leads to the improvement of physical and mechanical properties of steels, with minimum investments and with a very simple technology.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 348—350

DC : 621.742.433

Stan, Veronica, Dumitru, C. and Grinea, D. : **Possibilities of using the Darabani-Mitoc bentonitic clays as foundry binder**

The paper presents the petrographic, mineralogic, granulometric, physico-mechanical and chemical characteristics of Darabani-Mitoc bentonitic clays and the physico-mechanical characteristics of the mixes for which these clays were used as binders.

The authors analyse the behaviour of bentonitic clays in foundry sand as compared to that of Valea Chioarului bentonite.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 351—353

INHALT

DK : 669.74 ; 621.95

Cândea, S. und *Deaconescu, Florina* : **Theoretische Betrachtungen angesichts des Einsatzes von hitzebeständigen Pressen, beim Einblasen von Schutzgasen, in der Pfannenmetallurgie**

Die Arbeit beschreibt das Entwicklungsstadium der Pfannenmetallurgie (Nachbehandlung), den Einblasverfahren (Sieden) und einige theoretische Hinweise betreffs das Homogenisieren durch Sieden.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 316—319

DK : 666.3 : 621.38

Petrescu, Mirela und Zgăvîrdici, Carmen : **Betrachtungen angesichts den Herstellungsmöglichkeiten einiger keramischen Massen aus dem binären Al—B System mit Anwendungen in der Elektronik**

In der Arbeit werden einige physikalisch mechanische Eigenschaften der Verbindungen von Aluminium mit Bor im binären Al—B System, dargestellt.

Ziel der Arbeit ist die Erhaltung in einer ersten Phase, des Aluminiumborids durch Reaktion während der Schmelze, des Aluminiumpulvers, mit Boranhydrid, in der Gegenwart von Kalziumsulfat als Anreger.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 320—321

DK : 621.73 : 621—412

Pop, Gh. : **Industrielle Versuche zum Schmieden von Hohlstahlblöcken**

Es werden die technisch-wirtschaftlichen Vorteile der Hohlblöcke während des Schmiedens dargestellt. Es werden ebenfalls die vorwiegenden technologischen Phasen des Schmiedens der Blöcke, indem auf den spezifischen verfahrenstechnischen Eigenschaften hingewiesen wird, dargestellt. Es werden gleichfalls die experimentellen Ergebnisse die beim Schmieden einiger aus Hohlblöcken hergestellten rohr — und ringförmigen Werkstücken existieren, indem die Einfachheit und Wirksamkeit des Verfahrens hervorgehoben werden, dargestellt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 322—325

DK : 681.32 : 669.168 322—325

Winckelbauer, Greta, Ciucă, Vasilica und Andrei, Gh. : **Steuerungsmöglichkeiten mittels des elektronischen Rechners des Ferrolegierungsherstellungsverfahrens im Elektrolichtbogenofen**

In der Arbeit wirde in Nachweis der Steuerungsmöglichkeit, mittels des elektronischen Rechners, der Herstellungsvorgänge von Ferrolegierungen im Elektrolichtbogenofen dargestellt. Zu diesem Zweck wurden die grundlegenden Verfahren die bei den o.g. Aggregaten eingesetzt werden, indem zwei Programmpakete für die Berechnung der Werkstoffbilanz und der energetischen Bilanz, dargestellt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 326—327

DK : 669.245—154

Popa, Angela und Popescu, T. : **Studium betreffend das Gleichgewicht der Gleichgewichtsphasen der Nickelbasislösungen**

In der Arbeit wird eine Darstellungsmethode der Gleichgewichtsphasen, aus dem Ni—Cr—Ti—Al—B Mehrkomponentensystem beschrieben.

Die erzielten Ergebnisse werden vergleichsweise mit den experimentellen Daten analysiert.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 328—330

DK : 62—426 : 669.017.12

Stănescu, I., Stegăroiu, M. und Marcu, P. : **Beiträge zur Festsetzung der metallurgischen Einflussfaktoren, auf den physikalischen Eigenschaften des aus CuMn3 Legierung hergestellten Drahts**

Die durchgeführten Arbeiten heben die Bedeutung des Manganinhalts, für die Festsetzung der Grenzen des spezifischen Widerstands des Werkstoffs hervor. Es wird ebenfalls der Einfluss des Verformungsgrads während dem Ziehen und der Wärmebehandlung auf den physikalischen Eigenschaften angeführt, u.zw. : der Widerstand per Längeneinheit und der Temperaturkoeffizient des elektrischen Widerstands.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 331—335

DK : 537.531

Halász, E. und Halász, T. : **Bestimmung der Linienüberlagerungskoeffizienten, im Rahmen der Stahlanalyse durch X-Strahlfluoreszenz, durch Einsatz von binären Proben**

Die Arbeit definiert kurz den spektralen Hintergrund und die Interferenz und klassifiziert die Fälle von Spektralinterferenz.

Es werden drei Bestimmungsarten von Linienüberlagerungskoeffizienten, zwei von ihnen durch Einsatz von binären Proben und die Erhaltungsweise der gleichartigen binären Proben dargestellt.

Es werden ebenfalls die Eigenschaften und Vorteile der Verwendung von binären Proben, anhand von zwei praktischen Fällen : Schwefel-und Phosphorbestimmung in mittellegierte-und Schnellarbeitsstähle dargestellt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 336—339

DK : 620 :193.41 :669.131.622

Iulian, Olga, Landauer, Ortansa, Mateescu, Cornelia und Bălăceanu, Anca : **Korrosionsverhalten des Gusseisens mit Kugelgraphit in Mineralsäuremedien**

Es werden einige gravimetrische und elektrochemische Laborversuche, betreffs den Korrosionswiderstand mehrerer Arten von Gusseisen mit Kugelgraphit in Mineralsäuremedien (0,01—0,5 M) bei verschiedenen Temperaturen, dargestellt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 340—344

DK : 621.746.01

Szöcs, Ecaterina und Teodor, Ov. : **Regelung des Aufbereitungs — und Bildungsprozesses mit einem Gemisch auf Basis von Natriumsilikat durch Selbsthärtung mit flüssiger Ester**

Die Arbeit behandelt den Einfluss der Qualität der Formstoffe, der Silikat-und Siladgemische, der Verarbeitbarkeit der Natriumsilikat-und Silad Basis Mischung, auf der Bindungsgeschwindigkeit. Es werden verschiedene Arten von SB-und SD Natriumsilikat, Silad mit einem Säuregrad von 0,3—2,8%, Arghireș-Sand mit einer durchschnittlichen Körnigkeit von 0,25 —0,51 mm analysiert.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 345—347

DK :621.746.01 : 669.15-194.2

Licurici, M. und Radu, Gh. : **Einsatz von modifizierenden Beruhigungsmitteln während der Herstellung der Kohlenstoff—und niedriglegierten Stähle, sowie der Stähle aus denen Werkstücke und Blöcke gegossen werden**

Der Einsatz der modifizierenden Beruhigungmitteln führt zur Verbesserung der physikalisch- mechanischen Eigenschaften der hergestellten Stähle, bedingt von einigen minimalen Investitionen und durch Einsatz einer einfachen Verfahrenstechnik.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 348—350

DK : 621.742.433

Stan, Veronica, Dumitru, C. und Grinea, D. : **Einsatzmöglichkeiten des bentonitischen Darabani-Mitoc Tons, als Bindemittel in der Giesserei**

Die Arbeit bestätigt die petrographischen, mineralogischen, granulometrischen, physikalisch — mechanischen und chemischen Eigenschaften der bentonitischen Tonarten aus dem Gebiet Darabani-Mitoc. Es werden ebenfalls die physikalisch-mechanischen Eigenschaften der Gemische in welchen die o.g. Tonarten, als Bindemittel eingesetzt wurden, dargestellt.

Das Verhalten des bentonitischen Tons aus den Formmassen wird vergleichsweise mit den Bentoniten aus der Valea-Chioarului—Lagerstätte analysiert.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 351—353

SOMMAIRE

CD : 669.74 ; 621.95

Cândea, S. et Deaconescu, Florina : **Considérations théoriques et expérimentales sur l'utilisation des pièces refractaires pour l'insufflation des gaz inertes dans la métallurgie secondaire**

L'article présente le stade du dévelopement de la métallurgie secondaire (le post-traitement), la technologie de l'insufflation (le brassage) et quelques données théoriques sur l'homogénéisation par brassage.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 315—319

CD :663.3 :621.38

Petrescu, Mirela et Zgăvîrdici, Carmen : **Possibilités d'obtention de certaines masses céramiques dans le système binaire Al-B avec applications dans l'électronique**

L'article présente quelques propriétés physiques et mécaniques des composants de l'aluminium avec le bore dans le système binaire Al—B.

Le but de cet article est l'obtention, dans une première étape, de la borure d'aluminium par la réaction dans le métal en fusion entre la poudre d'aluminium et l'anhydride borique, en présence du sulfat de calcium en tant qu'activateur.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 320—321

CD : 621.73 :621—412

Pop, Gh. : **Expérimentations industrielles concernant le forgeage des lingots caves en acier**

On présente les avantages techniques et économiques du forgeage des lingots caves, les principales phases technologiques de forgeage des lingots avec les particularités technologiques spécifiques de même que les résultats expérimentaux obtenus au forgeage de certaines pièces de type tubulaire et annulaire, tout en soulignant la simplité et l'efficacité du processus.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 322—325

CD : 681.32 :669.168

Winckelbauer, Greta, Ciucă, Vasilica et Andrei, Gh. : **Possibilités de commande à l'aide de l'ordinateur électronique du processus d'élaboration des ferroalliages dans les fours électriques à arc**

Les auteurs présentent les possibilités de commande à l'aide de l'ordinateur électronique des processus d'élaboration des ferroalliages dans les fours électriques à arc. À ce but, on a analysé les principaux processus qui peuvent être utilisés sur ce type d'aggrégats et on a réalisé deux paquets de programmes pour calculer le bilan de matériels et le bilan énergétique.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 326—327

CD : 669.245—154

Popa, Angela et Popescu, T. : **L'étude de l'équilibre des solutions à base de nickel**

Les auteurs présentent une métode de détermination des phases en équilibre dans le système multicomposant Ni—Cr—Ti—Al—B.

On compare les résultats obtenus avec les données expérimentales.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 328—330

CD : 62—426 :669.017.1

Stănescu, I., Stegăroiu, M. et Marcu, P. : **Contributions à la détermination des facteurs métallurgiques qui influencent certaines propriétés physiques des fils en alliage CuMn3**

Les auteurs soulignent l'importance de la teneur en manganèse afin d'obtenir les limites de résistivité établies ; on présente l'influence du degré de déformation au tréfilage et du traitement thermiques sur les caractéristiques physiques ; la résistance sur une unité de longueur et le coefficient de température de la résistance électrique.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 331—335

CD : 537.531

Halász, E. et Halász, T. : **La détermination des coefficients de superposition en ligne à l'analyse par fluorescence de rayons X des aciers à l'aide des eprouvettes binaires**

Les auteurs présentent brièvement le fonde spéctral et l'interférence spéctrale et font une classification des cas d'interférence spectrale.

On présente trois modalités de détermination du coefficient de superposition en ligne (deux d'entre elles utilisent des eprouvettes binaires) de même que la manière d'obtention des epruvettes binaires homogènes.

Finalement, on présente les particularités et les avantages de l'utilisation des eprouvettes binaires en deux cas pratiques : la détermination du souffre et du phosphore dans les aciers alliés et dans les aciers rapides.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 336—339

CD : 620 :193.41 :669.131.622

Iulian, Olga, Landauer, Ortansa, Mateescu, Cornelia et Bălăceanu, Anca : **Le comportement à la corrosion de certaines fontes nodulaires en milieux d'acides minéraux**

On présente des tests gravimétriques et électrochimiques concernant la résistance à la corrosion de certaines fontes nodulaires en solutions d'acides minéraux (0,01—0,5 M) à différentes températures.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 340—344

CD : 621.746.01

Szöcs, Ecaterina et Teodor, Ov. : **Le réglage du processus de préparation — moulage avec un mélange à base de silicate de sodium par autodurcissement avec esters liquides**

L'article analyse l'influence de la qualité des matières de moulage et l'influence des quantités de silicate et de silade sur la vitesse d'autodurcissemnt et sur le traitement du mélange à base de silicate de sodium et de silade. On analyse les sortes de silicate de sodium SB et SD, de silade ayant des acidités comprisent entre 0,3—2,8% et de sable d'Aghireş à granulation moyenne comprise entre 0,25 mm et 0,51 mm.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 345—347

CD : 621.746.01 :669.15—194.2

Licurici, M. et Radu, Gh. : **L'utilisation des désoxydants modificateurs à l'élaboration des aciers carbone et faiblement allies, coulés en pièces et lingots**

L'utilisation des désoxydants-modificateurs contribue a l'amélioration des propriétés physiques et mechaniques des aciers élaborés dans des conditions d'investissements minima et d'une technologie très simple.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 348—350

CD : 621.742.433

Stan, Veronica, Dumitru, C. et Grinea, D. : **Possibilités d'utilisation des argiles bentonitiques de Darabani-Mitoc en tant que liant en fonderie**

L'article présente les caractéristiques pétrografiques, minéralogiques, granulométriques, physiques, mécaniques et chimiques des argiles bentonitiques de Darabani-Mitoc de même que les propriétés physiques et mécaniques des mélanges qui ont utilisé ces argiles en tant que liant.

On compare le comportement dans les sables de moulage des argiles bentonitiques à celui des bentonites de Valea Chioarului.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 351—353

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 669.73: 621.95

Кындеа, Э. и Деаконеску, Флорина: **Теоретические и экспериментальные соображения по использованию огнеупорных деталей для вдувания инертного газа в вторичной металлургии**

Работа представляет этап развития вторичной металлургии (после обработки), технологию вдувания (разбрызгивания) и некоторые теоретические данные относительно усреднения разбрызгиванием.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 315—319

ДК: 666.3: 621.38

Петреску, Мирела и Згэвирдичь, Кармен: **Соображения по возможности получения керамических масс в бинарной системе Al-B с применением в электронике**

Работа представляет некоторые физико-механические свойства комбинаций алюминия с бором в бинарной системе Al-B.

Цель работы состоит в получении на первом этапе борида алюминия реакцией в сплаве алюминиевого порошка с борным ангидридом в присутствии сульфата кальция как активатор.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 320—321

ДК: 621.73; 621-412

Поп, Г.: **Промышленные испытания по ковке стальных полых слитков**

Представлены технико-экономические преимущества применения полых слитков при ковке; основные технологические фазы ковки слитков, отмечая специфические технологические особенности, а также и экспериментальные результаты, полученные при ковке отливок трубчатых и кольцевых деталей из полых слитков, выявляя простоту и эффективность процесса.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 322—325

ДК: 681.32: 669.168

Винкелбауер, Грета, Чюкэ, Василика и Андрей, Г.:

Возможности управления вычислительной машиной процесса выплавки ферросплавов в электродуговой печи

В работе изучаются возможности управления вычислительной машиной процессов выплавки ферросплавов в электродуговых печах. Для этого анализированы основные процессы в этих агрегатах, реализуя два пакета программ для расчета материального баланса и энергетического. Вычислительная машина помогает технологу лучше эксплуатировать располагаемым сырьем при выгодном расходе энергии.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 326—327

ДК: 669.245-154

Попа, Анджела и Попеску, Т.: **Изучение равновесия растворов на основе никеля**

В работе представлен метод определения равновесия в многосоставной системе Ni—Cr—Ti—Al—B.

Сравнительно анализированы полученные результаты с экспериментальными данными.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 328—330

ДК:: 62-426: 669.017.12

Стэнеску, И., Стегэрою, М. Марку, П.: **Вклад в определение металлургических факторов влияния на физические свойства проволоки из сплава** CuMn3

Проведенные работы выявляют значение содержания марганца для включения материала в пределах преследуемого удельного сопротивления; представлено влияние степени деформации при волочении и термообработки на физические характеристики; сопротивление на единицу длины и температурный коэффициент электрического сопротивления.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 331—335

ДК: 537.531

Халаз, Е. и Халаз, Т.: **Определение коэффициентов линейного наложения в анализе флуоресценцией рентгеновских лучей сталей, используя бинарные пробы**

Работа определяет спектральный фонд и спектральную интерференцию, а также и классификацию случаев спектральной интерференции.

Представлены три возможности определения коэффициентов линейного наложения, две из которых используют бинарные пробы, а также и способ получения бинарных однородных проб.

Представлены особенности и преимущества применения бинарных проб в двух практических случаях: определение серы и фосфора в среднелегированных и быстрорежущих сталях.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p.) 336—339

ДК: 620: 193.41 : 669.131.622

Юлиян, Ольга, Ландауер, Ортанса, Матееску, Корнелия и Бэлэчеану, Анка: **Поведение при коррозии шаровидных графитов в средах минеральных кислот**

Представлены лабораторные гравиметрические и электрохимические тесты по коррозионостойкости шаровидного чугуна в средах минеральной кислоты (0,01—0,5 М) при различных температурах.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 340—344

ДК :621.746.01

Сечь, Екатерина и Теодор, О.: **Регулирование процесса заготовления-образования со смесью на основе силиката натрия автозатвердеванием жидкими эфирами**

В работе исследуется влияние качества формовочных материалов и влияние дозы силиката и силада на скорость затвердевания и на обрабатываемость смеси на основе силиката натрия и силада. Изучается сортамент силиката натрия SB и SD, силада с кислотностью между 0,3—2,8%, песка Агиреш со средней зернистостью между 0,25 и 0,51 мм.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 345—347

ДК :621.746.01 :669.15-194.2

Ликурич, М., Раду, Г.: **Использование раскислителей-модификаторов при выплавке углеродистых и низколегированных сталей, литые в отливках и слитках**

Применение раскислителей-модификаторов ведет к повышению физико-механических свойств сталей, полученных в условиях минимальных капиталовложений, применяя довольно простую технологию.

Metalurgia 41 (1989), nr. 2, p. 348—350

ДК: 621.74 .433

Стан, Вероника, Думитру, К. и Гринеа, Д.: **Возможности применения бентонитных глин Дарабань-Миток как связующее вещество в литейном цехе**

Работа представляет петрографические, гранулометрические, физико-механические и химические характеристики бентонитных глин области Дарабань-Миток и физико-механические свойства смесей, в которых использовали эти глины как связывающее вещество.

Сравнительно анализируется поведение в формовочных смесях бентонитных глин с бентонитами месторождения Валя Киоарулуй.

Metalurgia 41 (1989), nr. 7, p. 351—353

METALURGIA 7
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTA ROMANIA 1989

Consideraţii teoretice şi experimentale asupra utilizării pieselor refractare pentru insuflarea de gaze inerte în metalurgia secundară

Ing. S. Cândea şi ing. Florina Deaconescu
CCPRA Bv.

CZ: 669.74 :621.95

Stadiul dezvoltării metalurgiei secundare

În ultimii 20 de ani se utilizează foarte des în producţia de oţel, termenul de metalurgie secundară sau posttratament. Termenul se referă la apariţia mai multor etape în tehnologia elaborării oţelului. Datorită diversificării accentuate a sortimentelor din oţel, în funcţie de puritate, omogenitate şi gradul de aliere, s-a impus transformarea clasicei oale de turnare din recipient de transport în recipient de reacţie (posttratament).

Doi factori au influenţat pozitiv tratamentul în oala de turnare:

— modificarea evacuării oţelului, trecîndu-se de la sistemul cilindri-bară-dop la închizător cu sertar;

— insuflarea de gaze inerte în vederea obţinerii rapide a unei omogenizări optime a băii.

Prin modificarea evacuării oţelului s-a impus în mod incontestabil îmbunătăţirea la solicitări a materialului refractar al oalei de turnare, realizîndu-se o creştere a productivităţii în general.

Prin insuflarea de gaze inerte în baia de metal, s-a obţinut o largă paletă calitativă de oţeluri, o omogenitate garantată a metalului şi o puritate constantă şi avansată [1] — [3].

Pentru realizarea proceselor metalurgice în oala de turnare cu insuflare de gaze inerte, s-au avut în vedere următoarele argumente [3]:

— realizarea unei temperaturi de turnare optime într-un timp relativ scurt (în special în turnarea continuă);

— optimizarea gradului de puritate prin ridicarea în zgură a impurităţilor exogene;

— liniştirea băii de oţel prin reacţii metalurgice care duc la uniformizarea concentraţiei topiturii;

— eliminarea posibilităţii de formare a scoarţelor în oala de turnare.

Se utilizează argonul ca gaz de insuflare, eventual cu adaosuri de azot, ţinîndu-se seamă şi de tendinţa de nitrurare.

Tehnologii de insuflare

În general, sînt aplicate două metode de insuflare: prin lance şi prin dop de insuflare.

Utilizarea metodei prin lance de insuflare se efectuează prin vechiul sistem cilindri-bară-dop avînd o piesă poroasă (cilindru poros) la partea inferioară a barei sau a lăncii monolitice armate în interior, realizate prin ştampare, turnare sau vibrare [4].

Piesele refractare de insuflare sînt fabricate pe bază de materii prime superaluminoase sau bazice.

În general, acest sistem este din ce în ce mai puţin utilizat datorită performanţelor realizate în tehnologia refractarelor, care conferă din ce în ce mai mult un grad avansat de siguranţă insuflării prin fundul oalei.

Insuflarea care utilizează dop de insuflare se poate face prin peretele lateral (*a*) şi prin fundul oalei (*b*).

a — Dopul de insuflare se montează între prima şi a treia cărămidă de la fundul oalei. Sistemul nu este preferat datorită uzurii pronunţate în zona dopului şi pe generatoarea sa spre partea superioară a oalei, bulele dirijîndu-se rapid, vertical pe lîngă peretele lateral pînă la suprafaţa masei topite, deci turbionare neomogenă [5].

b — Deşi sînt multe păreri în acest domeniu, această metodă tinde să devină tot mai utilizată. Montarea se face în zona 1/2 — 1/3 din raza fundului oalei (fig. 1).

In principiu se pot utiliza dopuri ceramice din materiale superaluminoase sau magnezitice.

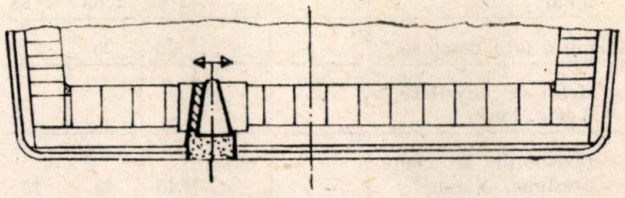


Fig. 1. Locul de montare a dopului de insuflare la oala de turnare

Se disting următoarele tipuri de dopuri (fig.2):

— Dop de insuflare cu rosturi interioare. Acesta este compus dintr-un corp ceramic dens cu un număr cît mai mare de fante fine inelare (mai multe felii îmbinate prin straturi intermediare de tablă și montarea lui într-o carcasă de tablă). Uzura se manifestă între rostul dintre dop și carcasa de tablă exterioară.

— Dop de insuflare cu porozitate nedirijată. Porozitatea se realizează prin metode tehnologice clasice ca: reglarea compoziției granulometrice, adaosuri de materiale combustibile și eventual diminuarea forței de presare. Uzura se manifestă prin infiltrare și eroziune.

— Dop de insuflare cu porozitate dirijată care se realizează prin practicarea unor canale cu diametre mici pe axul lungimii unui dop dens. Uzura se manifestă între dopul dens și canalele longitudinale.

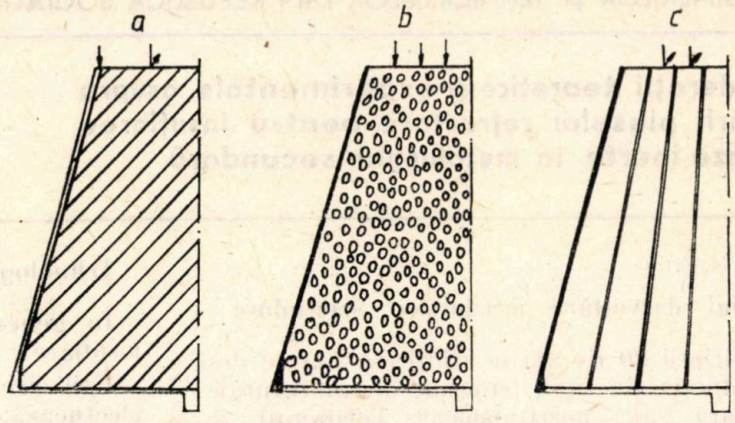


Fig. 2. Dopuri de insuflare: *a* — cu rosturi interioare; *b* — cu porozitate nedirijată; *c* — cu porozitate dirijată

Se face următoarea remarcă: la dopurile cu rosturi interioare sau cu porozitate nedirijată rezultă un volum mic de bule cu diametre mari, în timp ce la cele cu porozitate dirijată rezultă un volum mare de bule cu diametre mici, bineînțeles la același debit insuflat. Conform legii lui Stockes, viteza de ascensiune a bulelor mici este mai mică, fiind direct proporțională cu raza la pătrat a bulei. Aceasta duce la următoarele avantaje: viteză mică, durată de reacție mare și un număr mare de bule cu suprafață mică, deci suprafață specifică de reacție mare [6].

Tabelul 1

Caracteristicile fizico-chimice ale produselor refractare componente ale ansamblului de insuflare

Produsul și materia primă / Caracteristicile	Mortar		Suport							Manșon	Dop de insuflare			
	Corindonic cu legătură C 18%	Corindonic cu Cr_2O_3	Bauxitic	Bauxitic cu Cr_2O_3	Bauxitic	Corindonic	Corindonic cu Cr_2O_3	Corindonic	Cromomagnezitic	Corindonic	Corindonic	Corindonic	Cromomagnezitic	Cromomagnezitic
Compoziția chimică %: — Al_2O_3	ca 82	89	78	80	82	97	90	93	6	97	97	97	—	6
— MgO	—	—	—	—	—	—	—	—	56	—	—	—	60	56
— Cr_2O_3	—	2	—	2,0	—	—	5	—	20	—	—	—	17	20
Caracteristicile fizice: — densitate aparentă, g/cm³	—	—	2,60	2,65	2,85	2.85	2.85	3.03	2.95	2.85	2.85	2.85	2.85	2.95
— porozitate deschisă, %	—	—	25	25	21	26	26	19	22	26	—	—	20—30	—
— debit de insuflare la 3 bar, l/min	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	350	275—350*	400—700	275—350*
— rezistență la compresiune, N/mm²*	—	—	45	45	45	30	30	35	45	30	30	30	20	45

* depinde de numărul și diametrul canalelor

Sortimentele de piese refractare utilizate [3] depind de următoarele condiţii de exploatare: de tipul oalei, de temperatura de evacuare a oţelului, de metoda de tratament şi de timpul de insuflare.

Caracteristicile uzuale sînt prezentate în tabelul 1.

Pe parcursul vremii s-au înregistrat progrese şi în domeniul construcţiei şi al componenţei ansamblului de insuflare. Au fost eliminate soluţiile complicate şi dificile, instaurîndu-se ca sistem general următoarea componenţă a ansamblului de insuflare (fig. 3): dop de insuflare tronconic, manşon de protecţie, suport.

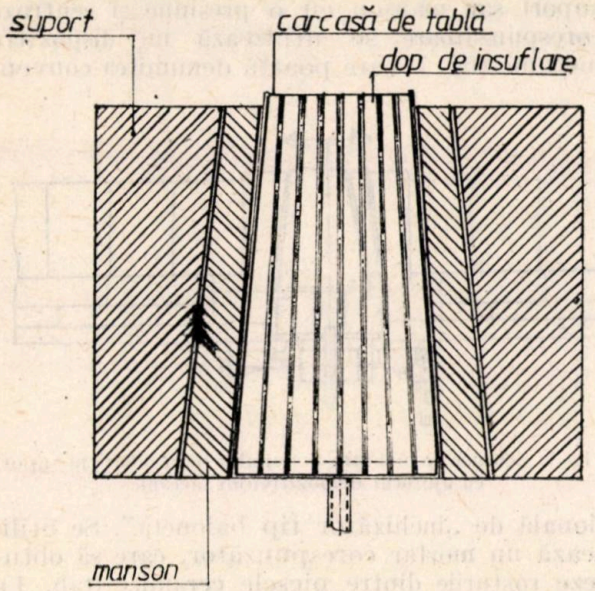


Fig. 3. Ansamblul de insuflare

Acest ansamblu conferă o comportare bună în exploatare şi, fiind interschimbabil prin exterior, nu afectează zidăria oalei de turnare.

Ca rezultate în exploatare, dopul de insuflare (cu porozitate dirijată) evidenţiază o durabilitate de cca două ori mai mare faţă de celelalte.

Totodată, se observă o uzură cu aspect concav (la porozitatea dirijată) cu denumirea arbitrară „Back-Attack-Effect" (fig. 4).

Se menţionează faptul că au fost efectuate multe cercetări prin similitudine în recipient cu apă, care au dus la următoarele concluzii:

— se utilizează dop la fundul oalei la 1/2—1/3 din rază;

— se foloseşte porozitatea dirijată cu efect optim privind durabilitatea şi realizarea omogenizării corecte;

— se preferă o distanţă mai mare între canale la partea superioară (diametrul canalelor fiind de cca 1 mm), realizîndu-se o suprafaţă mai mare de material refractar dens, cu efect asupra îmbunătăţirii durabilităţii (fig. 5 şi 6);

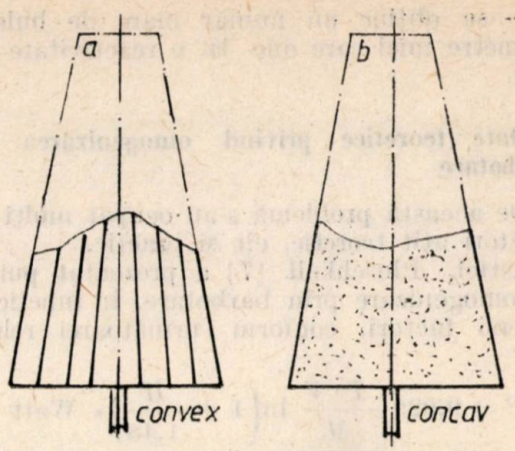


Fig. 4. Modul de uzură la diverse dopuri de insuflare: *a* — dop de insuflare cu porozitate nedirijată; *b* — dop de insuflare cu porozitate dirijată

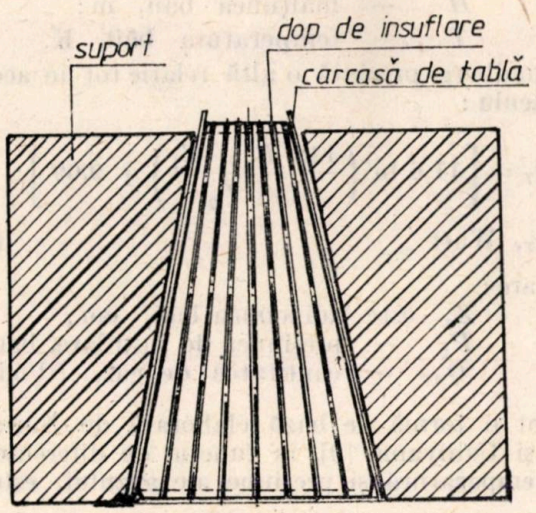


Fig. 5. Dop de insuflare cu porozitate dirijată, cu intervale mici între canale la partea superioară

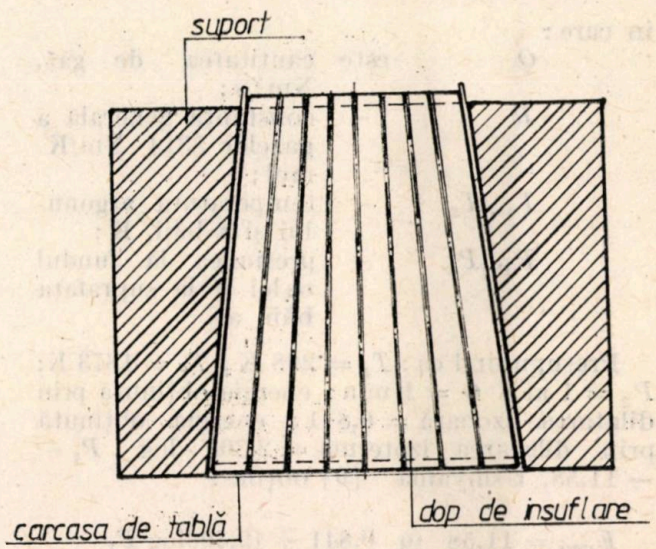


Fig. 6. Dop de insuflare cu porozitate dirijată, cu intervale mari între canale la partea superioar

— se obţine un număr mare de bule cu diametre mici care duc la o reactivitate sporită.

Date teoretice privind omogenizarea prin barbotare

De această problemă s-au ocupat mulţi cercetători atît teoretic, cît şi practic.

Astfel, Pluschkell [7] a prezentat puterea de omogenizare prin barbotare, în funcţie de diverşi factori, conform următoarei relaţii:

$$P = 0{,}029 \frac{T \cdot V}{M} \ln\left(1 + \frac{H}{1{,}48}\right), \text{ Watt} \quad (1)$$

în care:

M este greutatea topiturii t;
V — cantitatea de gaz, Nl/min;
H — înălţimea băii, m;
T — temperatura băii, K.

Sundberg prezintă o altă relaţie tot în acest domeniu:

$$E_T = \left[11{,}6 \ln\left(\frac{148\ P_2 + Z_1}{148\ P_2}\right) + 9{,}69\right] \cdot Q_{AT}, \text{ Watt} \quad (2)$$

în care:

Z_1 este adîncimea băii, cm;
P_2 — presiunea de insuflare, bari;
Q_{AT} — cantitatea de gaz, Nl/min.

Tot o formă de bază elaborată de Naruse [8] şi Ushiyama [9], în funcţie de diferenţele de temperatură şi presiune ale gazului, este:

$$E = \frac{Q}{22{,}4} \cdot R \cdot T_2 \left(1 \frac{T_1}{T_2} + \ln \frac{P_1}{P_2}\right), \text{ Watt} \quad (3)$$

în care:

Q este cantitatea de gaz, Nm^3/s;
R — constanta generală a gazelor 8314 Nm/K mol;
T_1, T_2 — temperatura argonului şi a băii, K;
P_1, P_2 — presiunea la fundul oalei şi la suprafaţa băii, at.

Presupunînd că: $T_1 = 298$ K; $T_2 = 1873$ K; $P_2 = 1$ at.; $Q = 1$/min; energia obţinută prin dilatarea izobară = 0,841; energia obţinută prin dilatarea izotermă = $2{,}303 \cdot \log P_1 - 11{,}58$, Ushiyama [9] obţine:

$$E_{watt} = 11{,}58 \quad (q\ 0{,}841 + (2{,}303 \log P_1 - 11{,}58) \quad (4)$$

Astfel, rezultă că puterea de omogenizare pentru o oală de turnare de 150 t şi 200 l/min argon este de 4480 W, respectiv 215 W/m^3 oţel lichid.

Bineînţeles că formulele de mai sus reprezintă un mijloc de orientare fundamental asupra diverşilor factori care influenţează omogenizarea, cu alte cuvinte, reprezintă atingerea optimizării tehnologice a barbotării prin insuflare cu gaze inerte.

Dispozitive de închidere, scoatere şi siguranţă

Dispozitiv de închidere

Prin introducerea dopului de insuflare în suport sau manşon cu o presiune şi centrare corespunzătoare se utilizează un dispozitiv mecanic (fig. 7) care poartă denumirea convenţională de „închizător tip baionetă". Se utilizează un mortar corespunzător, care să obtureze rosturile dintre piesele ceramice (tab. 1).

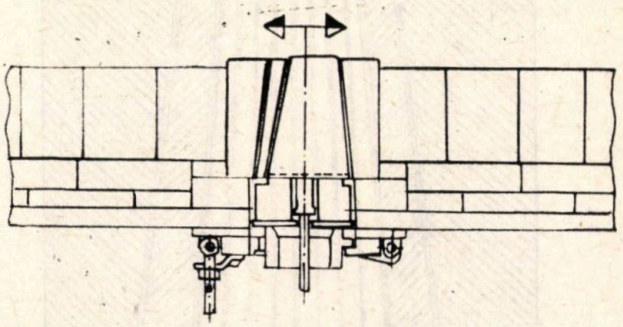


Fig. 7. Schema de montare a dopului de insuflare în suport cu ajutorul dispozitivului mecanic

Dispozitiv de scoatere

Pentru realizarea unei schimbări rapide şi eficiente, chiar în condiţii de exploatare, se utilizează dispozitivul mecanohidraulic (fig. 8).

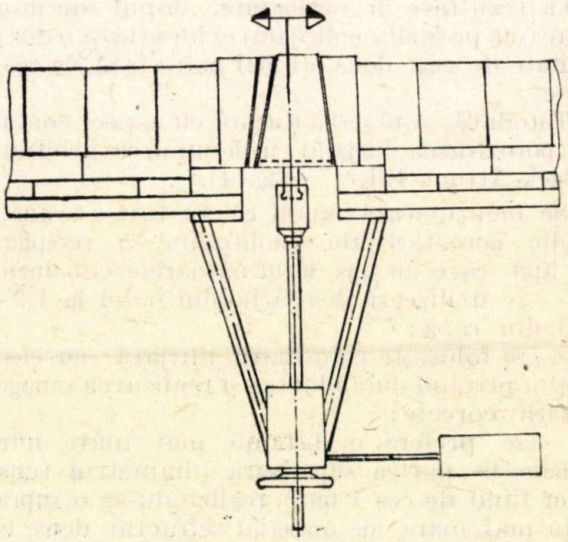


Fig. 8. Schema de evacuare a dopului de insuflare din suport, cu ajutorul dispozitivului mecanic

Carcasa și racordul se montează pe dop în atelierul de carcase și racorduri din oțelărie.

Siguranța la străpungere

Străpungerea dopului de către oțelul lichid are urmări neplăcute.

Cauzele străpungerii sînt, în general, datorate unui montaj necorespunzător.

În cazul străpungerii pînă în zona canalului de insuflare, în practica uzuală se utilizează generatori de zgură și adaosuri de ferosiliciu.

Soluția care rezolvă siguranța față de pătrunderea directă în canalul de insuflare este montarea unor piese refractare de siguranță prevăzute cu canale în buclă (fig. 9).

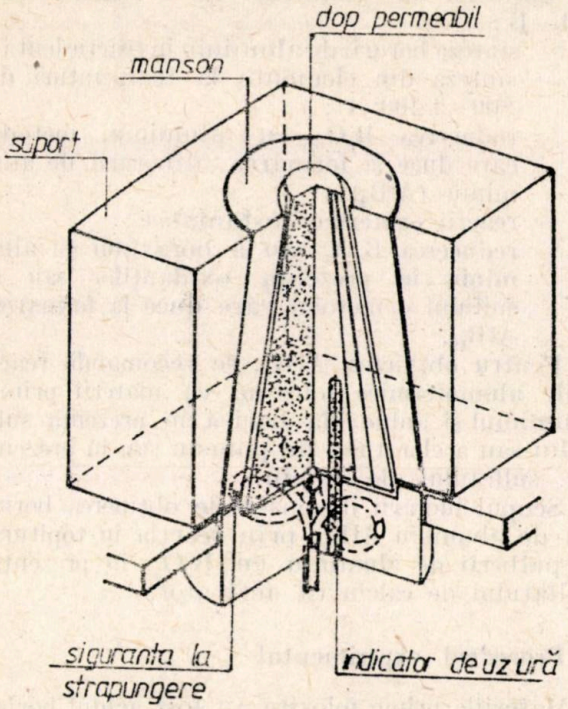


Fig. 9. Dop de insuflare prevăzut cu siguranțe de penetrare a metalului lichid

Prin divizarea conductei de insuflare se repartizează corespunzător și cantitatea de oțel, accelerîndu-se solidificarea metalului în interiorul buclei. Se observă că aceste canale buclă sînt orientate contrar direcției presiunii ferostatice. În aceste condiții, topitura pătrunde pînă la prima secțiune a buclei superioare a sistemului dublu sifon, solidificîndu-se.

O măsură suplimentară de siguranță este și indicatorul de uzură (fig. 9). Deși au fost încercate diverse metode ca: utilizarea de materiale ceramice cu capacități diferite de emisie a razelor calorice sau senzori sonori care acționează la nivelul pătrunderii oțelului lichid, sistemul care se generalizează este sistemul de sondă montat la partea inferioară a dopului.

Sistemul poate fi aplicat la toate tipurile de dopuri și poate răspunde într-o plajă largă de temperaturi [3].

Concluzii

Este sigur că, în ultimii ani și în viitor, metalurgia secundară a capătat și va căpăta o utilizare foarte largă. Din această cauză, oala de turnare trebuie să facă față ca recipient de tratament.

Modelul optim de oală de turnare trebuie să îndeplinească următoarele condiții:

— zidăria să corespundă temperaturilor și duratei de tratament:

— evacuarea șarjei să se facă prin închizător-sertar;

— montarea ansamblului suport-manșon-dop de insuflare, excentric la fundul oalei, să realizeze o turbulență corespunzătoare omogenizării și eliminării în zgură a particulelor exogene;

— se preferă dopul de insuflare cu porozitate dirijată, deoarece răspunde majorității deziderateleor tehnologice ale tratamentului (durată de reacție mare, durabilitate crescută etc.);

— montarea carcasei metalice la dop și racordarea la conducta de insuflare să se efectueze în ateliere special amenajate în oțelării;

— pentru montarea și demontarea dopului să se utilizeze dispozitivele mecano-hidraulice indicate mai sus, constatîndu-se că, în majoritatea cazurilor, străpungerile s-au datorat unui montaj necorespunzător;

— adoptarea obligatorie a pieselor de siguranță la străpungere, în funcție de posibilitățile în viitor ale indicatorului de uzură a dopului de insuflare.

Performanțele tehnologice ale industriei refractarelor din România răspund aproape în totalitate acestor solicitări, întreprinzîndu-se acțiuni de perfecționare continuă [10].

BIBLIOGRAFIE

[1] Baum, R., Scöfer, K. s.a. În: Stahl und Eisen, R.F.G., 95, nr. 21, 1975, p. 973—981.

[2] Graf, H. În: Sthal und Eisen, R.F.G. 96, 1976, Nr. 3, p. 117—123.

[3] Günter P. s.a. În: Radex — Rundschau, R.F.G., nr. 1, 1987, p. 288 — 302

[4] Sperel, H. s.a. În: Stahl und Eisen, R.F.G., 96, nr. 21, 1976, p. 1056—1060.

[5] Deilman, W. s.a. În: Radex — Rundschau, R.F.G., vol. 2., 1968, p. 127—137.

[6] Shifrin, V. M., Kadinov, E., I. În: Stal, U.R.S.S., 1975, p. 662—664.

[7] Pluschkell, W. s.a. În: Stahl und Eisen, R.F.G., 101, nr. 13/14, 1981 p. 97—103.

[8] Naruse, Yoichi, ș.a. În: Taikabutsu, Japonia, vol. 33, nr. 282, p. 20—26.

[9] Ushiyama, Hiromi, ș.a. „Lord le Furnace Process in Japan", Secondary Steelmaking, Conf. 1977, Tokio.

[10] Cândea, S., Naumescu, V., Cotoară, R. *Rezultatele în exploatare obținute în oțelăriile din R.S.R. prin utilizarea dopurilor de insuflare indigene în procedeul VAD/VOD.* Simpozion Consilox, Cluj — Napoca, 1984.

[11] Bernd, Grabner. În: Radex — Rundschau, R.F.G, vol. 3, 1983, p. 179—207.

[12] Bernd, Grabner. În: Radex — Rundschau, R.F.G., vol. 3, 1986, p. 12—35.

Ing. Mirela Petrescu
și ing. Carmen Zgăvîrdici
ICEM

Considerații privind posibilitățile de obținere a unor mase ceramice în sistemul binar Al-B cu aplicații în electronică

CZ: 666.3 :621.38

Combinațiile borului cu aluminiul dau boruri care se caracterizează prin proprietăți fizico-chimice asemănătoare cu cele ale borului elementar [1]: rezistivitate ridicată în pulbere și în stare compactă și microduritate mare. Rezistivitatea pulberii la densitate 50% este de 20×10^6 Ω. cm; rezistivitatea brichetei sinterizate cu porozitate mai mică de 1% este de 10^3Ω. cm, iar microduritatea este de 3694 kg/mm^2.

Aceste proprietăți dau posibilitatea utilizării ceramicii pe bază de borură de aluminiu în industria electronică și electrotehnică.

Proprietățile semiconductoare ale ceramicii pe bază de borură de aluminiu se datoresc desfacerii legăturilor covalente dintre atomii de bor, datorită prezenței atomilor de aluminiu și apariției unor zone suplimentare de conductibilitate [2].

Se cunosc patru tipuri de combinații ale aluminiului cu borul: AlB_2, AlB_{10}, AlB_{12}, cu structură grafitică, și AlB_2 cu structura diamantului.

În literatură există date cu privire la relațiile de echilibru fazal în sistemul binar Al — B, autorii studiind partea bogată în aluminiu a sistemului, în care apar doi compuși binari AlB_{12} (fig. 1) și AlB_2. AlB_{12} prezintă două modificații: monoclinică și tetragonală.

Modificația monoclinică a AlB_{12} are o rețea pseudotetragonală și se numește „bor asemănător cu diamantul", iar modificația tetragonală are o rețea pseudocubică și se numește „bor asemănător cu grafitul".

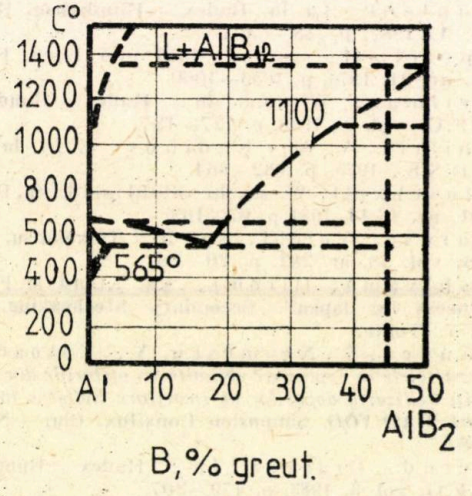


Fig. 1. Diagrama sistemului Al — B după Hoffmann și Jäniche

Dintre compușii borului cu aluminiul un interes practic îl prezintă AlB_{12}.

Au fost folosite diferite metode de obținere a borurilor de aluminiu în sistemul binar Al—B:

- sinteza borurii de aluminiu în reacție lentă:
- sinteza din elemente la temperaturi de 800—1 400° C;
- reducerea B_2O_3 cu aluminiu, metodă care duce la formarea diborurii de aluminiu (AlB_2);
- reacții exoterme instantanee:
- reducerea B_2O_3 sau a boraxului cu aluminiu în prezența oxidanților sau a sulfului — metodă care duce la formarea AlB_{12}.

Pentru obținerea AlB_{12} se recomandă reacțiile alumotermice folosind ca materii prime aluminiul și anhidrida borică în prezența sulfului sau a cloratului de potasiu sau în prezența sulfatului de calciu.

Scopul lucrării îl constituie obținerea borurii de aluminiu AlB_{12} prin reacția în topitură a pulberii de aluminiu cu B_2O_3, în prezența sulfatului de calciu ca activator.

Procedeul experimental

Materiile prime folosite au fost acidul boric, aluminiul metalic și ghipsul.

Pentru ghips și acid boric a fost necesară o calcinare la > 800°C, în vederea obținerii anhidridei borice și a sulfatului de calciu anhidru.

Sulfatul de calciu anhidru s-a adăugat în amestecul de reacție în proporție de cca 50% pentru activarea reacției de obținere a borurii de aluminiu și pentru scăderea temperaturii de topire a zgurei care se formează din impuritățile existente în materiile prime.

S-au pregătit trei amestecuri (tab. 1): primul amestec este corespunzător stoichiometriei reacției, iar celelalte două au un exces de aluminiu pentru consumarea oxigenului existent în atmosfera de ardere.

Materiile prime, uscate în prealabil, au fost măcinate în moara cu bile de corindon, timp de 30 minute, pînă la o finețe de sub 60 μm.

Componenții au fost omogenizați astfel: la început B_2O_3 cu $CaSO_4$, iar apoi s-a adăugat pulberea de aluminiu.

Tabelul 1

Proporţia componenţilor utilizaţi în amestecuri de reacţie

Simbolul probei	B_2O_3, %	Al metalic, %	$CaSo_4$, %
1	54,5	45,5	exces 62, 5
2	44,5	55,5	exces 62, 5
3	34,5	65,5	exces 62, 5

Tratamentul termic a fost făcut în două moduri :

— masa de reacţie a fost încărcată în nacelă de grafit şi tratată la 1 100°C în atmosferă de argon, cu diagramă rapidă de ardere, timp de 30 de minute la temperatura maximă ;

— masa de reacţie a fost încărcată în creuzete de grafit, special confecţionate, şi supusă arderii în cuptorul electric fără atmosferă de protecţie la 1100°C, timp de 30 de minute.

După răcire, materialul obţinut a fost măcinat pentru îndepărtarea stratului superficial de zgură (mai friabil decît materialul util), într-o moară cu bile de corindon, timp de o oră, după care a fost sitat.

Masa utilă s-a prelucrat apoi astfel : s-a spălat cu o soluţie de NaOH pentru îndepărtarea aluminiului metalic nereacţionat şi a zgurei rămase, apoi s-a măcinat în moara cu bile metalice timp de trei ore. Pulberea obţinută s-a spălat cu o soluţie de HCl 3 %, pentru îndepărtarea impurităţilor de fier, apoi s-a spălat cu apă distilată şi s-a uscat în etuvă la 120°C, timp de două ore.

După reacţia B_2O_3 cu Al în atmosferă de argon s-a obţinut un strat de zgură sulfidică cu masa compactă de culoare gri metalic care prezintă o duritate foarte mare. În pulberea obţinută din această masă, prin procedeul prezentat, au fost identificate, prin difracţie de raze X, două faze principale : AlB_{12} şi Al_2O_3 rezultate în urma oxidării aluminiului existent în amestecul iniţial.

În pulberea obţinută după tratamentul termic în atmosferă oxidantă, s-a identificat, prin difracţie de raze X, prezenţa numai a Al_2O_3, fapt care se datoreşte oxidării aluminiului care prezintă o afinitate mai mare pentru oxigen decît pentru bor.

AlB_{12} identificat pe probele arse în atmosferă de argon este mai bine cristalizat în probele cu exces de Al decît în reţeta corespunzătoare stoichiometriei reacţiei [1]. Această comportare este datorată faptului că reacţia de obţinere a AlB_{12} este o reacţie de echilibru, iar aluminiul folosit în exces deplasează reacţia în sensul formării compuşilor de reacţie.

BIBLIOGRAFIE

[1] Samsonov, G., V., Markovski, L. *Borul, compuşii şi aliajele sale.* Kiev, 1960.

[2] Lagrenaudie, J. În : J. Phys. et radium, Franţa, 50, 352, 1953.

[3] Lagrenaudie, J. În : Chim. Phys. et phys. chem. biol., Franţa, 52, 34, 1955.

REVISTA REVISTELOR

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 12, 1988

Sistem automat de detectare a defectelor la suprafaţa benzii, p. 17 — Concepţia sistemului hidraulic de control al calibrului pentru cele trei laminoare canadiene de benzi la cald, p. 21 — Măsurarea în flux a profilului benzii la cald de la laminorul de benzi la cald de 80 in la Burns Harbor, p. 30 — Dezvoltări tehnologice la maşinile de turnare continuă de sleburi şi benzi subţiri, p. 34 — Dresarea şi finisarea la o linie de galvanizare, p. 41 — Caracteristicile laminoarelor cu schimbarea cilindrilor, p. 45 — A douăzeci şi doua întîlnire anuală a IISI de la Seul, Coreea de Sud, p. 55 — Maşină de turnare continuă orizontală rotativă pentru metalele feroase şi neferoase, p. 64.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 1, 1989

Rezultatele introducerii metodei de descărcare a fontei sărace în zgură din cuptoare de mare putere, p. 2 — Influenţa parametrilor cristalizorului asupra rezultatelor de exploatare şi de calitate de la turnarea continuă a semifabricatelor, p. 4 — Aspecte privind efectul lubrifierii zgurelor din praf de turnare la turnarea continuă, p. 9 — Noi procedee de turnare continuă a produselor plate cu dimensiuni fine, p. 14 — Stadiul de dezvoltare a instalaţiilor de turnare continuă şi a automatizării acestora, p. 14 — Modelarea matematică a caracteristicilor tehnicii de deformare, p. 23 — Distribuţia temperaturii la forjarea în matriţe, p. 29 — Bazele tehnico-ştiinţifice ale tehnicii de laminare din secolul al 19-lea în regiunea Sachsen, p. 33.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 2, 1989

40 de ani de existenţă a Institutului de cercetări pentru metale neferoase Freiberg, p. 41 — Oxidarea umedă a impurităţilor organice din soluţiile de exploatare ale procedeului Bayer — rezultate ale dezvoltării tehnologice, p. 43 — Electroliţi de mare viteză pentru precipitarea straturilor de metale nobile funcţionale ale elementelor de construcţie electronice şi microelectronice, p. 48 — Extragerea compoziţiilor de niobiu şi tantal din concentraţiile de minereu, p. 49 — Extruziunea hidrostatică — un procedeu de înaltă presiune pentru fabricarea semifabricatelor, p. 55 — Dezvoltarea şi utilizarea şinelor conducătoare din AlFeMg—E, p. 62 — Fabricarea metalurgică prin topire a materialelor target pentru electronică şi microelectronică, p. 67 — Fabricarea şi proprietăţile foliilor de aluminiu corodate şi formate pentru condensare de electroliţi, p. 71 — Fabricarea semifabricatelor speciale în cadrul Institutului de cercetări pentru metale neferoase Freiberg, p. 76.

Experimentări industriale privind forjarea lingourilor cave din oțel

Dr. ing. Gh. Pop
CCSITUMP IAȘI

CZ :621.73 :621—412

Forjarea lingourilor cave din oțel s-a extins și a devenit o practică curentă în țările dezvoltate industrial, datorită numeroaselor avantaje tehnico-economice pe care le oferă în comparație cu tehnologia clasică :

— coeficientul de scoatere crește cu 20—25 %;

— productivitatea muncii se mărește de două—trei ori ;

— consumul de gaze naturale și energie electrică se reduce de peste două ori;

— structura și proprietățile mecanice ale pieselor forjate cave sînt superioare.

Realizarea experimentală a tehnologiei de forjare a lingourilor cave

Tehnologia de forjare a lingourilor cave din oțel este mai simplă în comparație cu forjarea lingourilor pline, datorită utilizării operației de întindere și eliminării unor operații tehnologice (forjarea cepului de manipulare, refulare și găurire a semifabricatului).

Datorită configurației și grosimii reduse a peretelului, duratele de încălzire și menținere se reduc considerabil. Lingoul cav poate fi stripat și transportat în stare caldă (700—800°C) la forjare, iar viteza de încălzire în domeniul plastic (peste 750°C) poate fi suficient de ridicată.

Încălzirea lingourilor și a semifabricatelor cave se realizează eficient din două fronturi ale fluxului termic : dinspre peretele exterior al piesei și dinspre axa centrală a cavității cilindrice (prin care circulă gazele de ardere în spațiul de lucru al cuptorului de încălzire).

S-a verificat experimental că, în condițiile stripării și ale primirii, la forjare în stare caldă, a lingoului cav, consumul de gaze naturale necesare pentru încălzire și forjare se reduce cu peste 50 %, ceea ce reprezintă un important avantaj economic.

Biletarea este operația tehnologică care se realizează numai pentru forjarea pieselor tip inelar care au raportul $H/D < 1$. Aceasta constă în rotunjirea muchiilor lingoului, asociată cu o întindere redusă în scopul sudării golurilor de sub crustă și al creării unui strat cu plasticitate mai bună (fig. 1).

Operația de refulare se realizează numai în anumite cazuri la forjarea pieselor de tip inelar. Refularea se poate realiza cu sau fără dorn introdus în cavitatea semifabricatului biletat și debitat în prealabil.

Forța F și lucrul mecanic L necesare refulării semifabricatelor cave sînt mai reduse față de varianta tehnologică care utilizează semifabricatul plin.

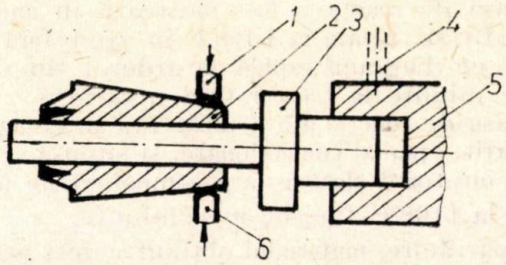


Fig. . Schema de biletare a lingourilor cave din oțel : *1* — *5* ic ovală superioară ; *2* — lingou cav ; *3* — dorn ; *4* lanț ; n — manșon de manipulare ; *6* — nicovală inferioară

Aceasta deoarece, în cazul refulării semifabricatului cav, valorile S_0, R_d și V din relațiile (1) și (2) sînt mai reduse decît la un semifabricat cu secțiune plină :

$$F = S_0 \frac{h_0}{h} R_d \qquad (1)$$

$$L = R_d V \ln \frac{h_0}{h} \qquad (2)$$

unde : S_0 este suprafața frontală inițială a semifabricatului ;

R_d — rezistența la deformare a semifabricatului ;

V — volumul semifabricatului.

Întinderea pe dorn constituie operația tehnologică de bază la forjarea pieselor din lingouri cave. Dornul are un diametru mai mic cu 40—70 mm decît diametrul cavității interioare a lingoului cav.

Operația de întindere se poate realiza cu menținerea diametrului interior constant, în cazul forjării pieselor tubulare, sau cu mărirea diametrului interior și exterior pe seama micșorării grosimii peretelui semifabricatului [1].

Întinderea pe dorn se realizează cu grade de deformare mici, la prima trecere, și cu grade de deformare mai mari, la trecerea următoare.

Alegerea dimensiunilor dornului, în cazul întinderii cu modificarea diametrului interior, se face prin calcule de rezistență sau utilizînd nomograme de tipul celei prezentate în figura 2, unde L reprezintă lungimea piesei forjate,

iar *d* este diametrul dornului utilizat pentru întindere. Curba *1* este indicată pentru piese inelare cu pereți groși, iar curba 2 pentru piese inelare cu pereți subțiri.

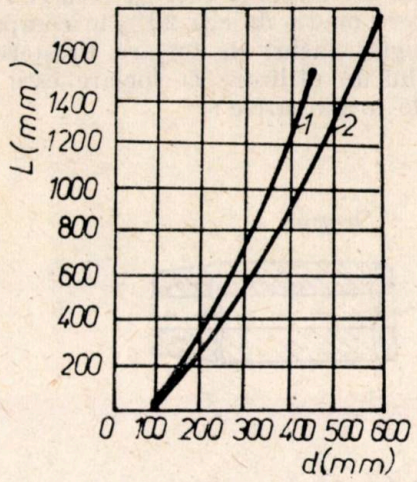


Fig. 2. Nomogramă pentru alegerea dornului la întinderea pieselor inelare

Rezultatele experimentale privind forjarea lingourilor cave din oțel

În cadrul experimentărilor industriale realizate la C.U.G. Iași au fost forjate șase lingouri cave din care au rezultat patru piese tubulare și două inelare.

Forjarea pieselor tubulare

Lingourile cave utilizate pentru forjarea pieselor tubulare au avut masa cuprinsă între 11 și 17 t /buc. Schema tehnologică utilizată la forjare cuprinde următoarele operații principale : încălzire, întindere pe dorn, debitare și planare. S-a utilizat o singură operație de încălzire.

Principalele avantaje oferite de tehnologia de forjare a lingourilor cave sînt :

— simplitatea tehnologiei de forjare (semifabricatul se obține prin întinderea pe dorn);

— numărul redus de operații de forjare;

— necesarul redus de scule de forjare.

În tabelul 1 sînt prezentate rezultatele obținute la forjarea din lingouri cave a pieselor tip bucșă, în comparație cu forjarea lingourilor normale. Au rezultat următoarele îmbunătățiri tehnologice :

— randamentul de utilizare mediu realizat a fost de 72,5% în comparație cu valoarea de 52,5% obținută la forjarea pieselor respective din lingouri pline;

— numărul de operații de forjare s-a redus de trei ori în comparație cu tehnologia clasică;

— coroiajul realizat în jurul valorii 2 (deci la limita inferioară) a asigurat caracteristici mecanice superioare ale pieselor forjate (realizat ca urmare a structurii de turnare mai omogene formate în condițiile reducerii la o treime a grosimii peretelui lingoului cav);

— sporul mediu al randamentului de utilizare a fost de 20% la forjarea pieselor tip bucșă din lingou cav turnat static.

Forjarea pieselor inelare

În vederea obținerii pieselor inelare au fost forjate experimental două lingouri cave pe dorn suspendat [1].

Schema tehnologică de forjare este prezentată în figura 3 și constă din :

Tabelul 1

Rezultatele comparative privind forjarea pieselor tubulare și inelare

Denumirea piesei	Numărul de bucăți	Masa lingoului, t		Masa piesei forjate, t/buc	Coeficientul de scoatere, %		Numărul operațiilor de forjare		Sporul randamentului de utilizare, %
		lingou normal	lingou cav		lingou normal	lingou cav	lingou normal	lingou cav	
Piese tubulare Cep de sprijin T1334—14.3	2	15,7	11,5	8,1	51,6	70,4	6	2	18,8
Bucșă intermediară Ø650 P20 — S18	1	20,0	14,0	10,6	53,0	75,7	6	2	22,7
Bucșă intermediară Ø500 P20 — S15	1	22,0	17,0	12,0	54,3	70,7	6	2	16,4
Cep de sprijin T1334—14.3	1	15,7	11,0	8,1	51,6	73,6	6	2	22,0
Valori medii	—	73,4	53,5	38,8	52,5	72,5	—	—	20,0
Piese inelare Coroană	2	30,0	21,0	15,6	52,0	70,4	6	3	18,4

— semifabricatul forjat s-a obținut din trei operații de forjare: biletarea cu debitare, refularea fără dorn și întinderea pe dorn suspendat;

— pentru forjare au fost necesare două încălziri, una pentru biletare-debitare și a doua pentru refularea și întinderea pe dorn suspendat;

Concluzii

Randamentul de utilizare la forjarea experimentală a reperelor prezentate a avut valori cuprinse între 70,4 și 75,7%, ceea ce reprezintă o creștere medie de cca 20% în comparație cu tehnologia clasică de forjare. Creșterea randamentului de utilizare la forjare este determinată de următoarele:

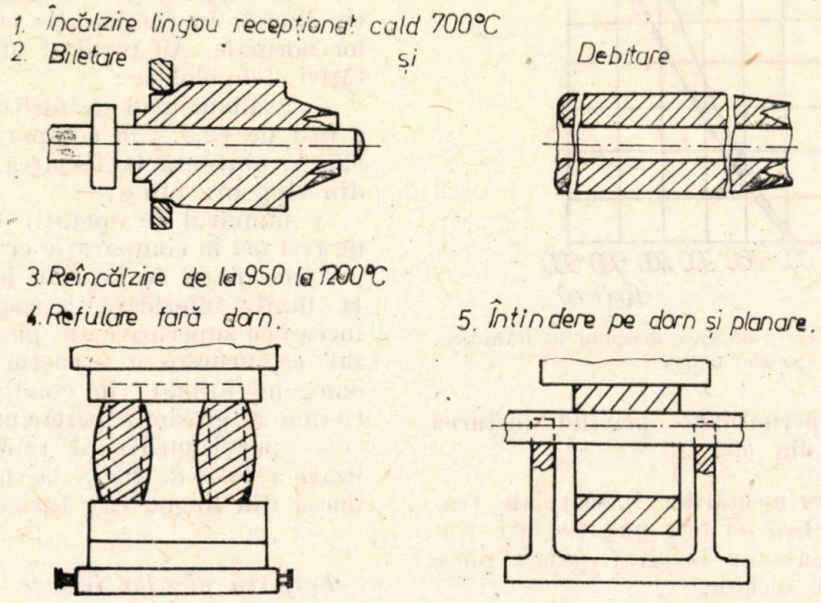


Fig. 3. Schema tehnologică de forjare a pieselor inelare din lingou cav

— sînt eliminate operațiile clasice de forjare a cepului de manipulare și de perforare care, la rîndul lor, impun o operație suplimentară de încălzire a semifabricatului.

Unele piese inelare se pot obține fără operația de refulare.

Datele experimentale obținute la forjarea pieselor inelare din lingouri cave sînt prezentate în tabelul 1.

Au rezultat următoarele întrebuințări tehnologice:

— randamentul de utilizare obținut a fost de 70,4%, în comparație cu 52,0% la forjarea din lingou plin;

— numărul de operații de forjare s-a redus de două ori în comparație cu forjarea clasică;

— productivitatea muncii la forjarea inelelor din lingou cav crește de două ori;

— numărul de încălziri s-a redus la două în comparație cu necesarul de trei încălziri la forjarea clasică;

— sporul randamentului de utilizare la forjarea inelelor din lingoul cav a fost de 18,4%.

— masa lingoului cav de pornire este mai redusă cu 20—25% ca urmare a eliminării zonei axiale, a volumului maselotei și a piciorului lingoului;

— diminuarea considerabilă a zonelor puternic segregate, ca urmare a reducerii secțiunii lingoului cu cca 30%;

— diminuarea cantității de metal care se pierde, la încălzire, ca urmare a reducerii numărului de încălziri și a duratei acestora.

Productivitatea muncii crește la forjarea pieselor din lingouri cave de două—trei ori prin:

— reducerea numărului de operații de forjare de la șase la două în cazul forjării bucșelor și de la șase la trei în cazul forjării inelelor;

— reducerea numărului și a duratei de încălzire a semifabricatului, ca urmare a grosimii de perete mai reduse și a eliminării unor operații de forjare, în cazul utilizării lingourilor cave;

— realizarea pieselor forjate mai ales pe seama operației de întindere pe dorn a semi-

fabricatului, ceea ce simplifică tehnologia de forjare.

Eficiența economică calculată înurma rezultatelor experimentale obținute indică o economie de cca 1.000 lei pe tona de piesă forjată. Această valoare rezultă din creșterea randamentului de utilizare și a economiei de combustibil și energie la încălzire.

BIBLIOGRAFIE

[1] Popescu, V. *Tehnologia forjării.* București, Ed. Tehnică, 1982, p. 329.

[2] Adrian, M. și Badea, S. *Bazele proceselor de deformare plastică.* București, Ed. Tehnică, 1983, p 278.

[3] Badea, S. *Forjarea și extruziunea materialelor metalice.* București, Ed. didactică și pedagogică, 1980.

[4] Graunes, M. *Evoluții recente în domeniul semifabricatelor cave pentru cilindrii de laminor.* În: Circulaire d'information technique, Franța 29, nr. 11/1982, p. 432—434.

REVISTA REVISTE LOR

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 2, 1989

Uzina mecanică conform structurii CIM — exigențe și impulsuri pentru dezvoltarea tehnicii de turnare, p. 36 — Experiența cu punerea în funcțiune a unui convertizor VOD, p. 41 — Concepții progresiste în domeniul asigurării calității în cadrul procesului de turnare, p. 45 — Noi metode de lucru în domeniul pregătirii lucrului tehnic, p. 52 — Pregătirea pentru utilizarea calculatoarelor la fabricarea directă a pieselor turnate, p. 59 — Aspecte privind anumite probleme ale simulării matematice a proceselor de răcire și solidificare în formele de turnare, p. 63 — Aplicarea tehnicii fasciculelor de electroni în turnătorie, p. 67.

Giesserei, R.F.G., nr. 5, 1989

Sesiunea GIFA 89 — A început faza finală a campaniei publicitare pentru vizitatori, p. 119 — Stabilirea anumitor proprietăți mecanice ale aliajelor de aluminiu turnate sub presiune, prin tratament termic controlat, p. 120 — Economisirea cheltuielilor pentru cereri și comenzi specificate, pentru scule de turnare sub presiune, p. 124 — Formarea structurii și proprietățile tehnologice ale oțelurilor de prelucrare la cald, pentru formele de turnare sub presiune, d. 128 — Sinteză bibliografică anuală asupra pieselor turnate din oțel (urmare 26), p. 136.

Giesserei, R.F.G., nr. 7, 1989

Un progres deosebit în domeniul automatizării — studiu privind utilizarea instalațiilor automate de formare, p. 206 — Transport pneumatic, cu grad redus de uzură, al nisipurilor reziduale și al altor materiale similare, p. 210 — Un nou tip de telemanipulator pentru manipularea, curățirea și prelucrarea de precizie a pieselor turnate, p. 215 — Piese turnate din oțel, cu grafit nodular, p. 217 — Industria siderurgică se apropie de anul 2000, p. 222.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 5, 1989

Gospodărirea energiei confruntată cu necesitățile naționale și Piața Comună, p. 217 — Înlocuirea combustibilului de mare valoare la caupere prin recuperarea căldurii gazelor de ardere și gazelor de furnal, p. 221 — Recuperarea energiei dintr-un cuptor electric cu arc de mare putere, p. 229 — Concepție de automatizare pentru comanda cuptoarelor pentru laminoare, p. 239 — Sesiunea anuală ATS Journées Siderurgiques 1988, p. 245 — Cea de-a 15-a Conferință OBM/Q-BOP a concesionarilor de licență, p. 259 — Comerțul pe apă din punctul de vedere al aprovizionării cu țiței și gaze, p. 257— Gospodărirea energiei în R.F.G., p. 259.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 6, 1989

O nouă concepție în domeniul studiului metalurgiei, p. 263 — Măsuri metalurgice în domeniul turnării continue în scopul îmbunătățirii gradului de puritate, p. 269 — Măsuri tehnologice în domeniul turnării continue a bramelor în scopul îmbunătățirii calității suprafeței, p. 277 — Simularea procesului de laminare-turnare cu doi cilindri, p. 285 — Forjare-turnare — noi posibilități pentru scurtarea procesului de producție, p. 289 — Un nou procedeu electrolitic pentru acoperirea cu zinc-nichel a tablei subțiri, p. 295 — Dezvoltarea tehnicii de comunicații și utilizarea ei în industria oțelului, p. 301. — Noi informații privind utilizarea tehnicilor cunoscute în vederea optimizării produselor și desfășurării proceselor, p. 311 — Obiective de cercetare ale societății de studiu în domeniul tehnicii de aplicare a fierului și oțelului, p. 319 — Construcțiile din oțel — un element al fabricării flexibile în construcțiile de autovehicule, p. 323 — Tîrgul industrial de la Hanovra, 1989, p. 329.

Posibilități de conducere cu calculator electronic a procesului de elaborare a feroaliajelor în cuptorul electric cu arc

Ing. Greta Winckelbauer
și ing. Vasilica Ciucă
ICEM
ing. Gh. Andrei
Combinatul metalurgic Tulcea

CZ : 681.32 : 669.168

Procesul de elaborare a feroaliajelor, proces complex care se realizează printr-o singură operație sau printr-o succesiune de operații tehnologice, are la bază reacții de reducere-oxidare a căror desfășurare este determinată de caracteristicile fizico-chimice ale reactanților și de mediul din cuptor (temperatură, presiune, natura altor elemente sau compuși aflați în sistemul în care au loc reacțiile).

În cuptoarele electrice de elaborare a feroaliajelor au loc simultan două procese principale care trebuie corelate : procesul de reducere a oxizilor conținuți în minereuri și procesul de formare/coacere a amestecului din care sînt alcătuiți electrozii.

Conducerea cu calculatorul electronic a procesului de reducere în zona de reacție impune cunoașterea în amănunt a fenomenelor fizico-chimice și a modului în care procesul este influențat de parametrii tehnologici. Numai pe această bază se poate trece la elaborarea modelului matematic al procesului.

Realizarea unui astfel de model, care exprimă dependența temperatură-timp-concentrație de echilibru și, în ultimă instanță, viteza de echilibru, implică efectuarea unor determinări de laborator foarte ample și complicate care nu elimină necesitatea introducerii unor ipoteze simplificatoare [1].

Dificultăți mari sînt întîmpinate și la realizarea modelului matematic al procesului de formare/coacere a electrozilor consumabili, în special din cauza cunoașterii cu aproximație a distribuției temperaturii în electrod [2].

Utilizarea unor astfel de modele matematice și a calculatorului electronic pentru rezolvarea problemelor de conducere a procesului de producție nu este încă recomandată. Este necesară perfecționarea acestor modele prin efectuarea a numeroase măsurători, pe perioade lungi, cu aparatură adecvată și în condiții de determinare corespunzătoare.

Datorită faptului că procesele care au loc în cuptor sînt relativ lente, conducerea cu calculator electronic a sistemului de lansare a electrozilor nu este necesară, automatizările convenționale cu care sînt prevăzute cuptoarele fiind întru totul satisfăcătoare. Condițiile corecte de lucru sînt însă strict legate de realizarea următoarelor aspecte : dozarea corectă a șarjei ; folosirea de materii prime cu calitatea și granulațiile cerute ; evacuarea la timp a aliajului obținut ; respectarea cu strictețe a rețetei de lucru. Toate acestea duc, în final, la obținerea unui mers normal al cuptoarelor și la evitarea unor consumuri suplimentare de energie electrică.

Apare, astfel, necesitatea realizării unui calcul de încărcătură corect în stabilirea rețetei de lucru optime, pentru fiecare șarjă de elaborat. De asemenea, determinarea bilanțului energetic înaintea elaborării șarjei constituie suportul tehnic de analiză a pierderilor de energie din conturul procesului de producție materială, în scopul preconizării măsurilor pentru eliminarea sau reducerea acestora și obținerea unor economii importante.

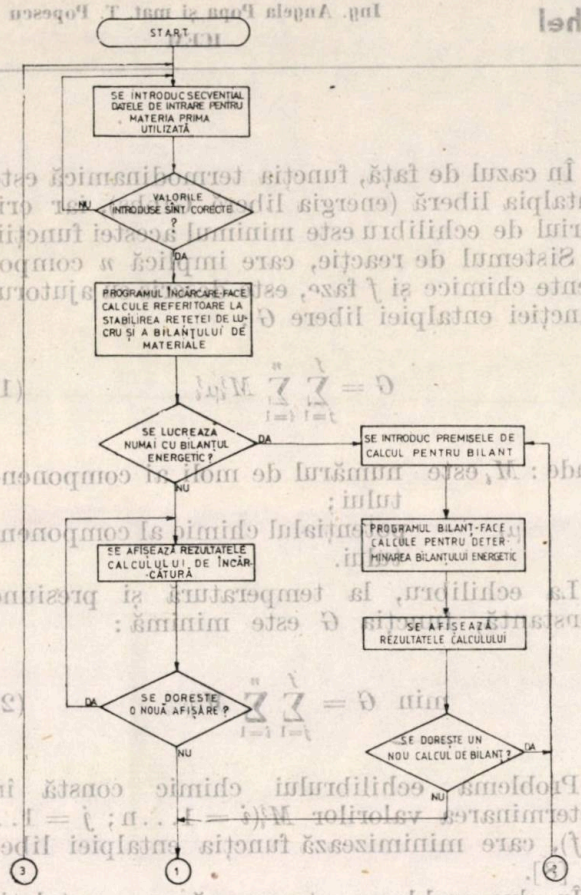
Calculatorul electronic poate fi folosit cu mare eficiență pentru rezolvarea acestor probleme și poate ajuta tehnologul să valorifice mai bine materiile prime de care dispune, în condițiile unui consum de energie avantajos. Se realizează, astfel, un regim de lucru asistat de calculator.

În acest scop, s-au realizat două pachete de programe care permit calculul încărcăturii, al rețetei de lucru și al bilanțului energetic.

Aceste programe oferă utilizatorului, într-un timp foarte scurt, informații exacte asupra modului în care elaborarea unei șarje de feroaliaje se poate desfășura în bune condiții.

Programele se utilizează în regim conversațional de specialiști tehnologi, fără ca pentru aceasta să fie nevoie de cunoștințe speciale de utilizare a tehnicii de calcul.

Fiecare program de calcul permite introducerea de la terminalul de lucru a variantelor de intrare dorite : compozițiile chimice ale materiilor prime, analizele tehnice pentru reducători, distribuția elementelor în aliaj, zgură și gaze, compoziția chimică a aliajului care trebuie obținut, precum și alte date necesare pentru calcul. De asemenea, programele prezintă o bună fiabilitate în lucru cu terminalul, prin asigurarea validării pe fiecare grup de date introduse (eroare de tastare, neîncadrare în limitele impuse, procente eronate etc.), cu posibilitatea reluării procedurii din punctul din care a apărut eroarea, fără a pierde informațiile introduse pînă atunci.



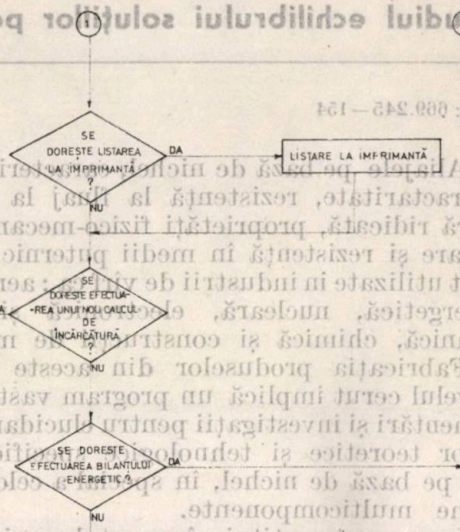


Fig. 1. Schema bloc a programelor de calcul pentru efectuarea bilanțului de materiale și a bilanțului energetic

Pentru ușurarea dialogului utilizator-calculator la introducerea interactivă a datelor și a afișării rezultatelor se folosește o bibliotecă de videoformate, ale cărei module au la bază facilitățile de programare ale terminalelor cu opțiune VT100 și cele de editare ale imprimantei matriciale de tip SCAMP.

În urma calculelor efectuate se obțin : rețeta de lucru utilizată, compoziția și cantitatea aliajului și a zgurei obținute, gazele rezultate, bilanțul de materiale, consumurile specifice de materiale și bilanțul energetic.

Programele permit reluarea calculelor cu realizarea a numeroase variante utile în stabilirea cît mai exactă a cantităților care se vor introduce în cuptor, pentru aliaj și zgură, precum și determinarea bilanțului energetic care constituie un mijloc de control riguros și permanent al consumului de energie.

Schema bloc a acestor programe este prezentată în figura 1.

În felul acesta, cu programele realizate, calculatorul electronic vine în sprijinul tehnologului prin luarea unei decizii rapide și corecte pentru stabilirea rețetei de lucru, în vederea obținerii produsului dorit și a unui consum energetic optim.

BIBLIOGRAFIE

[1] Downing, H.I. și Leawitt, W. F. *Modèle mathématique du four de réduction.* În : Journal du Four Eléctrique, Franța, nr. 3, 1980, p. 21—28.

[2] Olsen, L. *Températures dans les électrodes Söderberg en fonctionnement discontinu.* În : Journal du Four Eléctrique, Franța, nr. 5, 1977, p. 20—22.

[3] Cerchizan, V. *Studiul cuptoarelor cu electrozi de tip Söderberg.* Teză de doctorat, I.P. „Traian Vuia", Timișoara, 1979.

[4] Svișcenko, Ja. V. *Analiz sposobov kontrovia uprovlenia professom abjiga electrodov moșcinih ferrosplavnih elektropecei.* In : Stal, U.R.S.S., nr. 10, 1984, p. 40—43.

Studiul echilibrului soluțiilor pe bază de nichel

Ing. Angela Popa și mat. T. Popescu
ICEM

CZ : 669.245—154

Aliajele pe bază de nichel, caracterizate prin refractaritate, rezistență la fluaj la temperatură ridicată, proprietăți fizico-mecanice superioare și rezistență în medii puternic corosive, sînt utilizate în industrii de vîrf ca : aeronautică, energetică, nucleară, electronică și electrotehnică, chimică și construcții de mașini.

Fabricația produselor din aceste aliaje la nivelul cerut implică un program vast de experimentări și investigații pentru elucidarea aspectelor teoretice și tehnologice specifice aliajelor pe bază de nichel, în special a celor din sisteme multicomponente.

Lucrarea constituie începutul unui program mai larg pentru studierea fazelor care apar în sistemul Ni—Cr—Ti—Al—B la echilibru, știut fiind faptul că formarea, concentrația și repartiția acestora în sistem influențează direct plasticitatea și caracteristicile acestor aliaje (tab. 1) [1] — [5].

Tabelul 1

Faze prezente în sistemul Ni—Cr—Ti—Al—B

Faza	Tipul	Metodele folosite pentru evidențiere
Nicheluri	Ni_3Ti	microscopie electronică
	Ni_3Al	"
	$Ni_3(Ti,Al)$	metode electrochimice
	Ni_3Cr	idem
	Ni_2Cr	
	NiCr	
Carburi	$Cr_{23}C_6$	idem
	Cr_6C_3	
	Cr_6C	
Boruri M = Cr, Ni, Ti, Mn	$M_{23}B_6$	difracție cu raze X
	MB	metode electrochimice
	M_5B_3	
	M_3B_2	
	M_2B_5	

Metodele utilizate pentru evidențierea acestor faze sînt următoarele : microscopia electronică, difracția cu raze X și separarea electrochimică. O serie de lucrări [6] — [8] analizează fazele apărute prin calculul proprietăților termodinamice ale soluțiilor binare.

Metodă de calcul

Determinarea compoziției la echilibru în sisteme cu mai multe faze se face printr-o metodă de calcul numeric, bazată pe o funcție termodinamică și pe un criteriu de echilibru corespunzător în sistemul considerat.

În cazul de față, funcția termodinamică este entalpia liberă (energia liberă Gibbs), iar criteriul de echilibru este minimul acestei funcții.

Sistemul de reacție, care implică n componente chimice și f faze, este descris cu ajutorul funcției entalpiei libere G :

$$G = \sum_{j=1}^{f} \sum_{i=1}^{n} M_i^j \mu_i^j \qquad (1)$$

unde : M_i este numărul de moli ai componentului ;

μ_i — potențialul chimic al componentului.

La echilibru, la temperatură și presiune constantă, funcția G este minimă :

$$\min G = \sum_{j=1}^{f} \sum_{i=1}^{n} M_i^j \mu_i^j \qquad (2)$$

Problema echilibrului chimic constă în determinarea valorilor $M_i^j (i = 1 \ldots n ; j = 1 \ldots f)$, care minimizează funcția entalpiei libere [8].

În plus, problema este supusă unor restricții fizico-chimice :

— numărul de moli M_i^j este nenegativ ;

— numărul de moli dintr-un component din fiecare fază trebuie să satisfacă legea conservării numerelor de atomi ;

$\sum_{j=1}^{f} \sum_{i=1}^{n} \alpha_{ki}^j M_i^j$ — numărul de atomi ai elementelor chimice introduse inițial în sistem.

Funcția entalpie liberă are o expresie care depinde de caracteristicile sistemului de reacții.

În cazul sistemului de reacție cu bază nichel, în care componentele sînt sub forma unor soluții lichide sau solide, expresia potențialului chimic al unui component i va fi următoarea :

$$\mu_i^j = \mu_i^0(T) + \mathrm{RT} \ln \gamma_i^j + \mathrm{RT} \ln \frac{M_i^j}{\sum_{i=1}^{n} M_i^j} \qquad (3)$$

unde : γ_i^j este coeficientul de activitate al componentului la faza j ;

T — temperatura.

Pentru determinarea coeficientului de activitate, lucrarea [7] pornește de la calculul variației energiei molare a unui component la

adăugarea celuilalt component, cu ajutorul seriei Taylor, conform ecuației (1):

$$E_1 = E_1^0 + \frac{\partial E_1}{\partial X_1} X_2 + \frac{1}{2} \frac{\partial^2 E_1}{\partial X_2^2} X_2^2 + \ldots . \quad (4)$$

unde: $X_1 X_2$ sînt funcții molare ale elementelor, $X_i = \frac{M_i}{\sum_{i=1}^{n} M_i}$;

E_1^0 — energia molară a primului component în stare pură.

Dacă influența componentului al doilea nu este deosebit de puternică, atunci ecuația (4) se poate scrie sub forma:

$$E_1 = E_1^0 + \frac{\partial E_1}{\partial X_2} X_2$$

Pentru al doilea component, se obține, în mod analog:

$$E_2 = E_2^0 + \frac{\partial E_2}{\partial X_1} X_1$$

Energia medie molară a soluției cu compoziția dată este următoarea:

$$E = E_1 X_1 + E_2 X_2 = E_1^0 X_2 + E_2^0 X_2 +$$

$$+ X_1 X_2 \left(\frac{\partial E_1}{\partial X_2} + \frac{\partial E_2}{\partial X_1} \right) \quad (5)$$

Înlocuind suma derivatelor din paranteză prin Q, se obține o ecuație care, după aspect, coincide cu expresia pentru energia soluțiilor normale:

$$E = E_1^0 X_1 + E_2^0 X_2 + Q X_1 X_2$$

Dacă însă influența celui de-al doilea component este puternică, ecuația (5) devine:

$$E = E_1 X_1 + E_2 X_2 = E_1^0 X_1 + E_2^0 X_2 +$$

$$+ Q_1 X_1 X_2 + Q_2 X_1 X_2^2$$

Presupunînd cazul soluțiilor ideale, entropia soluției este de forma:

$$S = S_1^0 X_1 + S_2^0 X_2 - \mathrm{RT}(X_1 \ln X_1 + X_2 \ln X_2) \quad (6)$$

unde S_1^0 și S_2^0 sînt entropiile molare ale componentelor pure.

Pentru energia liberă a amestecului există:

$$G = E - TS = G_1^0 X_1 + G_2^0 X_2 + Q_1 X_1 X_2 +$$

$$+ Q_2 X_1 X_2^2 + RT(X_1 \ln X_1 + X_2 \ln X_2)$$

Diferențiind energia liberă totală a soluției, se obține, pentru potențialul chimic, expresia:

$$\mu_1 = \frac{\partial G(X_1, X_2)}{\partial X_1} =$$

$$= \mu_1^0 + RT \ln X_1 + X_2^2 Q_1 + 2(X_2^3 - X_2^2) Q_2 =$$

$$= \mu_1^0 + RT \ln X_1 + X_2^2 (Q_1 - Q_2) + 2 X_2^2 Q_2 \quad (7)$$

Conform coeficientului de activitate termodinamică există următoarea relație:

$$\mu_1 = \mu_1^0 + RT \ln X_1 + RT \ln \gamma_1 \quad (8)$$

Din ecuațiile 7 și 8 se determină valoarea coeficienților de activitate ai primului și ai celui de-al doilea component:

$$RT \ 1n\gamma_1 = (Q_1 - Q_2 X_2^2 + 2 Q_2 X_2^2$$

$$\mathrm{RT} \ 1n\gamma_2 = (Q_1 + 2Q_2) X_1^2 - 2 Q_2 X_1^3 \quad (9)$$

μ_1^0 este potențialul chimic standard al componentelor determinate prin relația:

$$\mu_1^0(T) = \Delta H_{298}^0 + \int_{298}^{T} \Delta C^0 \mathrm{pd}\, T - T \Delta S_{298}^0 -$$

$$- T \int_{298}^{T} \frac{\Delta C_p^0}{T} \mathrm{d}\, T \quad (10)$$

unde:

ΔH_{298}^0 este căldura de formare;

ΔC_p^0 — capacitatea calorică;

ΔS_{298}^0 — entropia standard.

În sistemul de reacție cu baza nichel, s-au studiat următoarele faze: $Ni_3(Ti, Al)$; B(Ni, Cr, Mn); $Cr_{23}C_6$; Cr_7C_3; Ni_3Cr.

Capacitatea calorică C_p (cal/grad mol) depinde de temperatura T, prin formula:

$$C_p = a + bT + cT^2 + dT^{-2}.$$

unde: a, b, c, d sînt coeficienții pentru elemente și componente, în intervalul de temperatură 780—1 050°C.

Căldura de formare ΔH^0_{298} (cal/mol) și enfropia standard ΔS^0_{298}(cal /grad/mol) sînt menționate în lucrarea [8], iar coeficienții de activitate ai elementelor sînt menționați în lucrarea [9].

Rezultatele obținute

Prin aplicarea metodei de determinare a concentrației la echilibru, bazată pe funcțiile termodinamice și criteriul de echilibru în sistemul menționat, în intervalul de temperatură 780—1 050 °C, s-au pus în evidență următoarele aspecte :

— faza Ni_3(Ti, Al) apare evidențiată în soluția problemei de minimizare a funcției Gibbs corespunzătoare, depinzînd de concentrația titanului și a aluminiului din aliaj ;

— faza B(Ni, Cr, Mn) apare evidențiată în soluția problemei de minimizare a funcției Gibbs corespunzătoare, în cantitate mai mică decît precedenta ;

— faza Ni_3Cr apare evidențiată în soluția problemei de minimizare a funcției Gibbs corespunzătoare ;

— se pun în evidență și fazele $Cr_{23}C_6$ și Cr_7C_3, predominant relativ la concentrația cromului.

Discuții și concluzii

Scopul acestei lucrări a fost acela de a evidenția fazele prezentate în sistemul Ni—Cr—Ti—Al—B.

Metoda utilizată pentru evidențierea acestor faze s-a bazat pe o funcție termodinamică care este entalpia liberă și un criteriu de echilibru care este minimul acestei funcții.

Fazele evidențiate prin utilizarea minimului funcției entalpiei libere, conform ecuației (9), au fost următoarele : nicheluri de forma Ni_3(Ti, Al) (cunoscută și ca fază γ' și Ni_3Cr) ; boruri de forma B(Ni, Cr, Mn) ; carburi de forma $Cr_{23}C_6$ și Cr_7C_3.

Analiza cu microscopul electronic pe replici de extracție a evidențiat prezența următoarelor faze : nicheluri, punîndu-se în evidență numai cele de tip Ni_3(Ti, Al) prin difracție electronică și nu și cele de tip Ni_3Cr și carburi de tip $Cr_{23}C_6$.

Analiza prin difracție cu raze X a evidențiat o serie de boruri de tip M_5B_3, M_3B_4 MB și M_2B_5 în care M = Cr, Ti(Cr, Ti).

Programul efectuat pentru analiza fazelor prezentate, bazat pe mărimi termodinamice în intervalul 780—1050°C, pune în evidență faze care, prin metode fizice, nu pot fi identificate.

De aici, decurge necesitatea continuării lucrărilor începute (extinderea și la alte sisteme) și a găsirii unei ecuații generale, care să cuprindă toate fazele.

BIBLIOGRAFIE

[1] Sims, C.T., Hagel, W.C. *The Superalloys*, Londra, John Wiley et Sons, 1972.

[2] Betteridge, W. *The Nimonic Alloys*. Londra, 1961.

[3] Eiselstein, H. L. ASTM Special Tech. Publ., 369, p. 62—77, 1980.

[4] Giamei, A. F., Kear, B. H. În : Metallurgical Trans., S.U.A., nr. 1, 2185, 1970.

[5] Tien, J. K. Reichman, S. *Refractory Alloying Elements in Superalloys*. Ohio Metals, Park, 1984.

[6] Voronin, P.A. *Analiza fazelor din aliajele de nichel*. Moscova, 1970.

[7] Vurilev, P. IVUZ-Țvetnaia Metallurghia, U.R.S.S., nr. 4, 1964, p. 65.

[8] Kubaschewski, O., Alcock, C.B., *Metalurgical Termo-Chemistry*. New York, The Pergamon Press, 1979.

[9] Hultgren, R., Orr, R.L., Anderson, P.D. Kelley K.K. *Selected Values of Thermodynamic Properties of Metals and Alloys*. New York, John Wiley et Sons Inc, 1963.

Dr. ing. I. Stănescu, ing. M. Stegăroiu
și ing. P. Marcu

ICEM

Contribuții la stabilirea factorilor metalurgici de influență asupra unor proprietăți fizice la sîrmele din aliaj CuMn3

CZ : 62—426 ; 669.017.12

Asigurarea producției unor componente pentru industriile electrotehnică și electronică a dus la necesitatea asimilării sîrmelor rezistive din sistemul cupru-mangan. Pentru fabricația rezistoarelor bobinate în gama de rezistențe de 0,1—10 Ω și de puteri 0,5—20 W, se recomandă utilizarea sîrmelor din aliaj CuMn3 în gama dimensională Φ 0,3—0,1 mm. Aliajul respectiv se caracterizează printr-o rezistivitate medie $\left(\rho \approx 0{,}1 \frac{\Omega \cdot mm^2}{m}\right)$ la o valoare relativ mică a coeficientului de temperatură al rezistenței electrice ($\alpha \leqslant + 500 \times 10^{-6}/°C$).

Lucrările de cercetare efectuate au avut ca obiect stabilirea direcțiilor de variație ale proprietăților fizice caracteristice, în funcție de unii factori metalurgici din fluxul de fabricație, cu un accent deosebit pe compoziția chimică și tratamentele termice.

Metoda experimentală

Condițiile tehnice stabilite pentr recepția sîrmelor Ø 0,3—0,1 mm din aliaj CuMn3 includ prescripții pentru rezistivitate $\left(\rho = 0{,}100 - 0{,}130 \frac{\Omega \cdot mm^2}{m}\right)$, care corespund unor limite stabilite pentru rezistența electrică pe unitatea de lungime (R, Ω/m), în funcție de diametrul respectiv.

Rezistivitatea electrică ρ s-a calculat pe baza datelor rezultate din măsurarea la temperatura de 20°C a valorii rezistenței electrice pe un metru liniar Ω/m. Coeficientul de temperatură al rezistenței electrice α s-a calculat prin măsurarea variației de rezistență electrică în intervalul de temperaturi cuprins între 20 și 100°C. Efectuarea măsurătorilor respective s-a făcut conform metodologiilor specifice acestor determinări, utilizîndu-se o punte Wheatstone-Thomson, alimentată de o sursă stabilizată de curent continuu, precum și de un termostat cu posibilități de încălzire a probelor pînă la 100°C.

Pentru urmărirea modului de influență a unor factori metalurgici (compoziție chimică, tratamente termice), au fost efectuate determinări pe fluxul tehnologic, în scopul stabilirii parametrilor optimi de fabricație și încadrării în condițiile prescrise pentru proprietățile fizice respective $\left(\rho = 100 - 130 \frac{\Omega \cdot mm^2}{m}; \alpha \leqslant + 500 \times 10^{-6}/°C\right)$.

Fluxul tehnologic care a stat la baza experimentărilor cuprinde următoarele faze : elaborarea și turnarea lingourilor ; forjarea țaglelor Ø 73 mm ; laminarea sîrmei Ø6—8 mm ; trefilarea uscată pînă la Ø1,1 mm ; trefilarea în emulsie pînă la dimensiunile finale Ø0,3—0,1 mm. Sînt prevăzute, de asemenea, tratamente termice intermediare după fiecare serie de trefilare, precum și tratamente termice finale pentru produsele finite.

Pentru stabilirea modului de influență a compoziției chimice asupra proprietăților fizice au fost elaborate șarje experimentale cu conținut variabil de Mn în limitele 2,5—4 % (tab. 1).

Tabelul 1

Compoziția chimică a probelor de CuMn3

Șarja	Compoziția chimică, % Mn	Fe
8	2,53	0,20
10	2,55	0,13
1	2,62	0,04
6	2,77	0,05
41—2	3,0	0,11
4	3,02	0,03
31—1	3,14	0,05
41—1	3,15	0,12
5	3,17	0,04
35—1	3,17	0,12
31—2	3,26	0,05
7	3,55	0,18
3	4	0,07

S-a stabilit că variația conținutului de fier sub 0,2 % nu are o influență semnificativă, așa încît rezultatele vor avea în vedere numai variația conținutului de mangan.

Elaborarea șarjelor experimentale s-a făcut în cuptor cu inducție, în aer, folosindu-se protecția băii cu un strat de mangal calcinat. Lingourile turnate, după o încălzire la cca 800°C, s-au forjat sub formă de țagle Ø 73 mm. În urma laminării la cald a țaglelor, s-a obținut sîrma Ø8 mm, care a fost supusă operațiilor de trefilare pînă la dimensiunile produsului finit. Tratamentele termice de recristalizare după fiecare serie de trefilare s-au făcut

n intervalul de temperaturi cuprins între 500 și 700°C. Pînă la diametrul de 1,1 mm încălzirea s-a făcut în aer, fără atmosferă de protecție, după care probele au fost decapate în soluție de H_2SO_4.

Pentru tratamentul termic al sîrmelor de Ø 0,5 mm s-a experimentat tratamentul termic în fir desfășurat, fără atmosferă de protecție, precum și cu atmosfere din azot și din argon, variindu-se viteza de tratament.

Trefilarea sîrmei Ø0,5 mm la dimensiunile finale (Ø 0,3; Ø 0,2 și Ø 0,1 mm) s-a făcut conform următoarei scheme:

a — Ø 0,500—0,315 mm ($\varepsilon = 60{,}4\%$);
b — Ø 0,500—0,300 mm ($\varepsilon = 64\%$);
c — Ø 0,500—0,210 mm ($\varepsilon = 82{,}4\%$);
d — Ø 0,500—0,200 mm ($\varepsilon = 84\%$);
e — Ø 0,200—0,100 mm ($\varepsilon = 75\%$).

Schemele *b* și *d* au urmărit obținerea dimensiunilor de 0,3 și respectiv 0,2 mm, în stare moale după tratamentul termic, iar schemele *a* și *c* au urmărit obținerea acelorași dimensiuni, în stare HA după tratamentul termic de recristalizare, aplicîndu-se trefilările finale, conform schemei:

a — Ø 0,315—0,300 mm ($\varepsilon = 9{,}09\%$);
b — Ø 0,210—0,200 mm ($\varepsilon = 9{,}09\%$).

Recoacerile după aceste serii de trefilare s-au făcut în cuptor tip cameră, cu atmosferă de protecție de hidrogen, sîrma fiind bobinată pe bobine metalice.

Rezultatele experimentale

În continuare se redau rezultatele unor măsurători efectuate la sîrmele sub Ø 0,5 mm, dimensiune de la care factorii metalurgici de prelucrare au o influență hotărîtoare asupra caracteristicilor electrice.

În tabelul 2 se prezintă valorile determinate pentru rezistivitatea și pentru coeficientul de temperatură al rezistenței electrice la sîrmele Ø 0,5 mm în stare ecruisată din șarjele cu conținuturi diferite de mangan, iar în tabelele 3 și 4 valorile pentru rezistivitatea și coeficientul de temperatură al rezistenței electrice, în condițiile încălzirii fără protecție și respectiv cu protecție de azot pur și de argon, comparativ cu valorile materialului în stare ecruisată.

În tabelul 5 sînt prezentate valori ale mărimilor electrice obținute la recoacerea sîrmelor trefilate Ø 0,5 mm, în cuptor cu atmosferă de protecție cu hidrogen.

Interpretarea rezultatelor

În figura 1 s-a prezentat variația proprietăților electrice cu conținutul de mangan cuprins între limitele 2,5 și 4% Mn. Se constată o creștere a rezistivității cu conținutul de mangan de la 0,100 $\frac{\Omega \cdot mm^2}{m}$, la limita inferioară,

Tabelul 2

Proprietățile electrice ale probelor de sîrmă Ø 0,5mm în stare ecruisată

Proba	Rezistivitatea, $\rho, \frac{\Omega \cdot mm^2}{m}$	Coeficientul de temperatură al rezistenței electrice α, x 10^{-6}/°C
8	0,119	388—454
10	0,115	346—360
1	0,107	417—460
6	0,119	327—406
41—2	0,122	356—360
4	0,126	314—329
31—1	0,126	313—331
41—1	0,113	318—399
5	0,126	287—290
35—1	0,124	313—331
31—2	0,132	312—358
7	0,145	243—363
3	0,146	210—245

Tabelul 3

Proprietățile electrice ale probelor de sîrmă Ø 0,5 mm (șarja nr.5) în urma tratamentului termic în fir desfășurat (fără protecție)

Viteza de tratament, m/min	Rezistivitatea, $\rho, \frac{\Omega \cdot mm^2}{m}$	Coeficientul de temperatură al rezistenței electrice α, × 10^{-6}/°C
6	0,115	457—594
14	0,116	309—337
22	0,123	247—258
30	0,120	313—337
38	0,128	247—318
46	0,128	245—252

Tabelul 4

Proprietățile electrice ale probelor de sîrmă Ø 0,5 mm (șarja nr. 4) în urma tratamentului termic în fir desfășurat, cu atmosferă de protecție cu azot pur, argon

Proba	Viteza de tratament, m/min	Gaz de protecție	Rezistivitate, $\rho, \frac{\Omega\ mm^2}{m}$	Coeficientul de temperatură al rezistenței electrice α, × 10^{-6}/°C
4	ecruisată		0,124	295—304
4/4	4	azot	0,116	294—302
4/6	6	,,	0,121	306—310
4/10	10	,,	0,118	296—307
4/20	20	,,	0,120	271—278
4/4A	4	argon	0,119	427—439
4/6A	6	,,	0,125	374—382
4/10A	10	,,	0,121	—
4/20A	20	,,	0,118	308—320

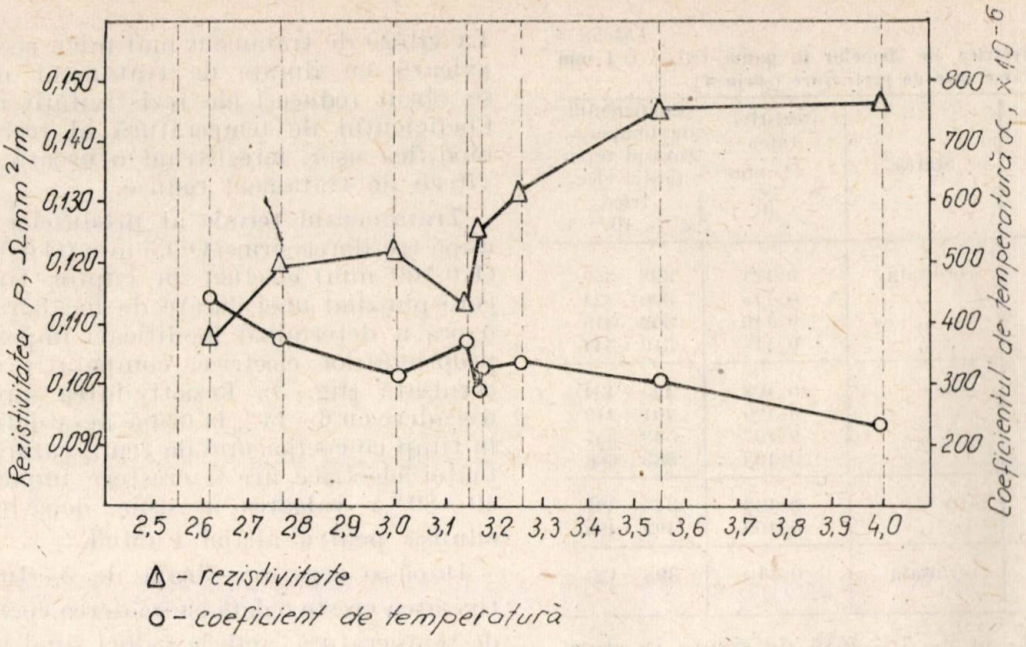


Fig. 1. Variația cu compoziția a proprietăților electrice ale sîrmelor de Ø 0,5 mm din CuMn3 în stare ecruisată

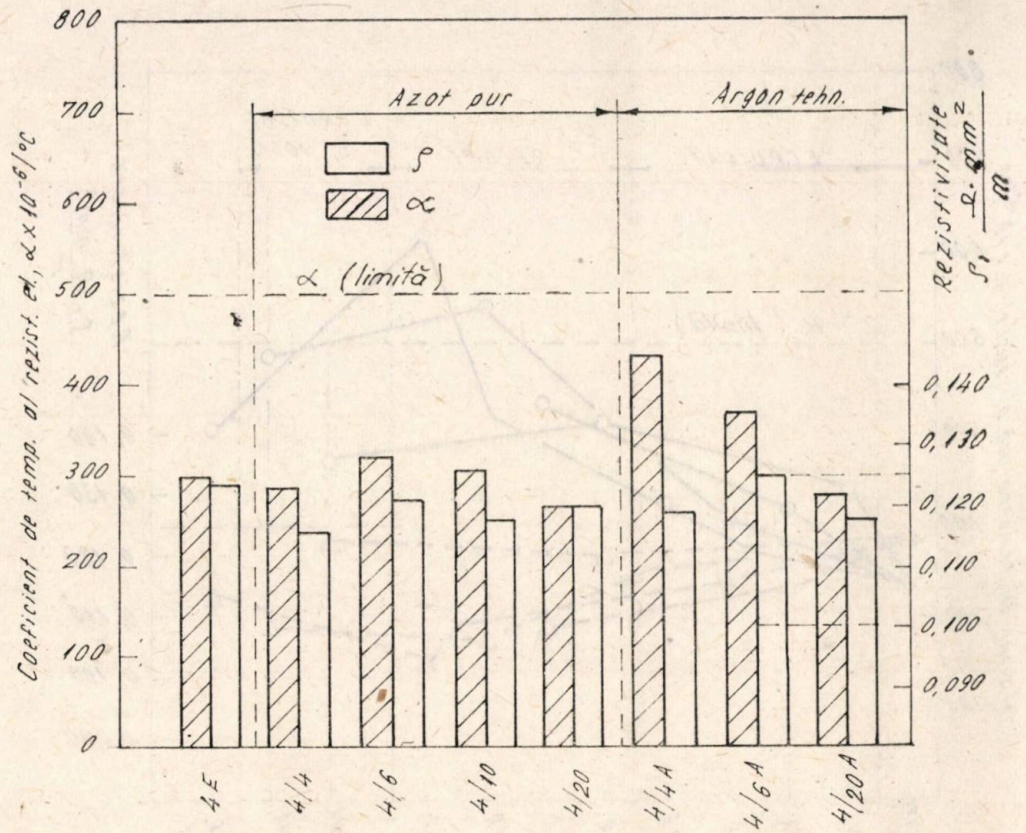


Fig. 2. Variația caracteristicilor electrice ale sîrmelor Ø 0,5 mm la tratamentul termic în azot sau argon

pînă la 0,140 $\frac{\Omega \cdot mm^2}{m}$, la limita superioară a elementului de aliere.

În ceea ce privește coeficientul de temperatură al rezistenței electrice, acesta scade o dată cu creșterea conținutului de mangan, înregistrînd o valoare maximă de 400×10^{-6} /°C la limita inferioară și o valoare minimă de 245×10^{-6}/°C la limita superioară a elementului de aliere.

În urma tratamentului termic în fir desfășurat (fig. 2), se produce o ușoară scădere a

Tabelul 5

Proprietățile electrice ale sîrmelor în gama Ø0,3—0,1 mm în diverse faze de prelucrare (șarja 41—1)

Proba	Starea	Rezistivitatea ρ, $\frac{\Omega \cdot mm^2}{m}$	Coeficientul de temperatură al rezistenței electrice, α, $\times 10^{-6}/°C$
0,315(E)	ecruisată	0,121	328—358
0,300(E)	,,	0,115	300—324
0,210(E)	,,	0,116	302—315
0,200(E)	,,	0,118	310—344
0,300(R)	moale	0,108	425—434
0,315(R)	,,	0,120	401—419
0,210(R)	,,	0,107	548—557
0,200(R)	,,	0,103	583—686
0,300(HA)	HA	0,123	373—381
0,200(HA)	,,	0,109	492—496
0,100(E)	ecruisată	0,113	398—423

rezistivității, cu 2—7% față de sîrma în stare ecruisată, variabile cu viteza de tratament. La viteze de tratament mai mici, ceea ce echivalează cu durate de tratament mai mari, se obțin reduceri ale rezistivității mai mari. Coeficientul de temperatură al rezistenței se modifică ușor, înregistrînd o ușoară creștre la viteze de tratament reduse.

Tratamentul termic al produselor rezultate după trefilarea sîrmei Ø 0,5 mm (Ø 0,315 mm — Ø 0,100 mm) efectuat în cuptor tip cameră, corespunzînd unei durate de încălzire timp de o oră, a determinat modificări importante ale proprietăților electrice, comparativ cu starea ecruisată (fig. 3). Rezistivitatea înregistrează o scădere cu 6—14% în urma acestui tratament, în timp ce coeficientul de temperatură al rezistenței electrice are o creștere importantă de 40—80%, valoarea acestuia depășind limita admisă pentru aliajul CuMn3.

După o ecruisare finală de 5—10%, rezistivitatea crește o dată cu scăderea coeficientului de temperatură, ambele valori fiind în limitele admise.

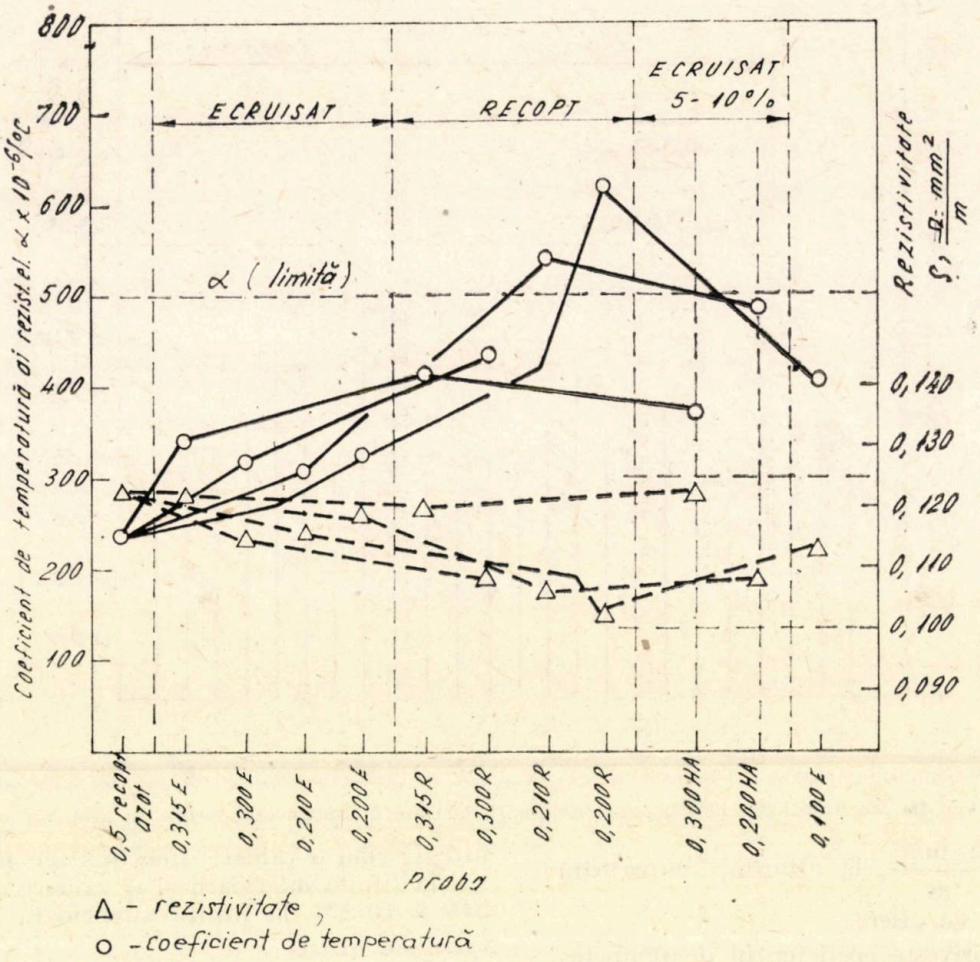


Fig. 3. Variația caracteristicilor electrice la prelucrarea sîrmelor în gama Ø 0,3—0,1 mm

Concluzii

Lucrările efectuate au demonstrat dependența valorilor caracteristicilor electrice (rezistivitatea și coeficientul de temperatură al rezistenței electrice) de compoziția chimică a aliajului CuMn 3 și de condițiile de tratament termic de recoacere, în vederea recristalizării după operațiile de trefilare.

În limitele cercetate pentru conținutul de mangan, este posibilă obținerea valorilor solicitate pentru aliajul CuMn3 privind caracteristicile electrice : rezistivitate : $\rho = 0{,}100 - 0{,}130 \frac{\Omega \cdot mm^2}{m}$ și coeficient de temperatură al rezistenței electrice $\alpha \leqslant + 500 \times 10^{-6}/°C$.

Condițiile de tratament termic pe fluxul de fabricație sînt hotărîtoare pentru stabilirea acestor caracteristici. Pentru obținerea unor rezultate corespunzătoare se recomandă tratamentul termic în fir desfășurat cu atmosferă de protecție.

REVISTA REVISTELOR

Ogneupori, U.R.S.S., nr. 2, 1989

Utilizarea produselor unificate periclazocromitice în oalele pentru turnarea oțelului, p. 1 — Masă de ștampare cu conținut mare de argilă cu înlocuirea parțială a corindonului topit electric cu spărturi de discuri abrazive, p.3 — Betoane refractare pentru oalele de turnat oțeluri, p.5 — Structura și fluajul ceramicii cu una și două faze în sistemul ZrO_2—CaO, p. 7 — Suspensii ceramice de liere cu concentrație ridicată, p. 13 — Influența oxidării asupra degradării carburii de siliciu cu autoliere, p.19 — Mecanismul de coroziune a electrozilor de oxizi de staniu, p. 24 — Separarea fotometrică a magneziului din zăcămîntul de Satkinsk pe separatorul SF, p. 29 — Rebuturi de cărămizi magneziene, cauzele și căile de micșorare a acestora, p.31 — Experiența funcționării secției cu cuptoare rotative de la combinatul de refractare Velikoanadolsk, p. 39 — Presarea hidrostatică a produselor refractare cu lungimi mari pentru mașinile de turnare continuă a semifabricatelor, p. 40 — Creșterea rezistenței căptușelii cuptoarelor electrice cu arc pentru elaborarea cobaltului, p. 48 — Comportarea căptușelii magneziospinelice a bolții cuptorului de topit, p. 51 — Particularitățile normării rezervelor de materii prime și de materiale de bază în industria refractarelor, p. 55 — Stand de termeni și de stabilire a procedeelor tehnologice ale fabricării refractarelor, p. 57 — Cărămizi din periclaz carbon pentru căptușirea instalațiilor de vidare cu circulație, p. 59.

Ogneupori, U.R.S.S., nr. 3, 1989

Masă de mulit pentru căptușirea combinată a oalelor pentru turnarea oțelului, p.1 — Realizarea unui grătar cu bile pentru comportarea în mediu de azot la 1 650°C, p. 5 — Proprietățile bilelor din corindon pentru grătarele preîncălzitoarelor de aer la temperaturi înalte, p. 11 — Stabilirea regimurilor admisibile ale funcționării grătarelor cu bilă de la schimbătorul de căldură regenerativ, p. 15 — Influența capacității de acumulare a refractarelor asupra rezistenței termice, p.18 — Refractare topite din sistemul Al_2O_3—Cr_2O_3—CaO, p. 23 — Transfomări fazice și de structură ale componentelor silicioase din materialele argiloase arse la 1 300—1 600°C, p. 26 — Cercetarea acoperirilor de cermet pe refractare, p. 29 — Șlam de electrocorindon normal — material pentru industria refractară, p. 32 — Cercetarea dolomitei din zăcămîntul Stilsk, p. 34 — Încercarea concentratelor de crom cu conținut scăzut de siliciu în producția de refractare pentru tratamentul oțelului în afara cuptorului, p. 38 — Executarea unor plăci de căptușit pentru presele-formă, p. 41 — Calculul cîmpurilor nestaționare de temperatură și a tensiunilor termice în încălzitoarele tubulare ale rezistenței, p. 49 — Încercarea refractarelor în instalațiile de vidare porționată la Combinatul electrometalurgic Oskolsk, p. 51 — Materiale refractare noi cu eficiență foarte mare pentru siderurgie și alte ramuri ale economiei naționale, p. 58 — Torcretarea agregatelor termice, p. 58.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 2, 1989

Influența unor factori asupra calității peletelor crude, p. 28 — Folosirea roboților la reparațiile capitale ale furnalelor, p. 29 — Șine pentru construcția tunelului sub Canalul La-Manche, p. 31 — Prelucrarea deșeurilor rezultate din producția de convertizoare, p. 31 — Eficiența utilizării feroaliajelor fracționate, p. 32 — Tratarea compoziției chimice în oală a oțelului, p. 33 — Micșorarea pătrunderii zgurii din oală în agregatele pentru elaborarea oțelului, p. 33 — Torcretarea sectoarelor greu accesibile ale căptușelii cuptoarelor Martin, p. 33 — Procedeu de turnare prin vibrații la executarea căptușelilor monolit de la oalele pentru turnarea oțelului, p. 34 — Dezvoltarea producției de laminate la Combinatul metalurgic Dneprovsk, p. 35 — Fabricarea și livrarea producției de piese metalice după masa teoretică, p. 37 — Dispozitiv de încălzire prin curenți de inducție pentru deșunderizarea produselor metalice, p. 38 — Dependența proprietăților mecanice ale prăjinilor de foraj din oțel 32G2 din grupa de rezistență D, față de compoziția chimică, p. 38.

Determinarea coeficienților de suprapunere de linie în analiza prin fluorescență de raze X a oțelurilor utilizînd probe binare

Fiz. E. Halász și fiz. T. Halász
C.O.S. Tîrgoviște

CZ : 537.531

Pentru realizarea unei analize îngrijite privind determinarea cu acuratețe a concentrațiilor elementelor de interes din oțeluri, este necesară calcularea intensităților nete, corectînd intensitățile măsurate pentru suprapunerile de linie și fond variabil.

Fondul spectral reprezintă intensitatea care va fi măsurată la unghiul 2θ al liniei de analiză pe o probă identică cu proba care se analizează, dar în care elementul care se determină nu este prezent. Fondul spectral constă dintr-o suprapunere continuă de linii spectrale, fiind semnificativ în trei moduri :

— fondul se scade din intesitatea liniei de analiză ;

— limitează cantitatea minimă detectabilă a elementului analizat ;

— se poate utiliza pentru a compensa diferite erori.

Sursele principale ale fondului spectral sînt următoarele : spectrul continuu al tubului, liniile spectrale ale tubului împrăștiate pe proba analizată, emisia spectrală a probei împrăștiate de cristalul analizor, emisia cristalului excitată de radiația probei [1].

Interferența spectrală sau suprapunerea de linii este fenomenul în care fotonii unei alte linii decît cea măsurată sînt detectați la unghiul 2θ al liniei de analiză. Liniile interferente pot proveni din probă, din suportul probei sau pot fi radiația împrăștiată a tubului de raze X. Majoritatea cazurilor de interferență spectrală pot fi clasificate în una din următoarele patru categorii :

— Superpoziția liniilor de ordinul întîi ale acelorași serii spectrale (K, L, M) ale elementelor adiacente sau vecine în tabelul periodic.

Astfel, liniile $K\alpha$ ale elementelor adiacente în jurul lui $Z = 43$ (tecnețiu) sînt depărtate una față de cealaltă cu 0,03 Å ; la fel se întîmplă și cu liniile $L\alpha$ ale elementelor cu $Z \simeq 80$ (mercur). Pentru elementele cu Z cuprins între 22 și 27 (titan, respectiv cobalt) linia $ZK\alpha$ este depărtată cu 0,03 Å de linia $(Z-1)$ $K\beta$. Din această categorie, un exemplu clasic în analiza oțelurilor îl reprezintă suprapunerea $FeK\beta - CoK\alpha$ sau $CrK\beta - MnK\alpha$. În cazul elementelor care au Z cuprins între 45 și 49 rhodiu, respectiv indiu, linia $Z\ L\alpha_1$ este depărtată cu 0,03 Å de linia $(Z-1)\ L\beta_1$.

— Superpoziția liniilor de ordinul întîi ale unor serii spectrale diferite, ca de exemplu : $AsK\alpha$ ($\lambda = 1{,}177$ Å) cu $PbL\alpha_1$ ($\lambda = 1{,}175$ Å) situație întîlnită în analiza oțelurilor microaliate cu Pb.

Un alt caz analizat în lucrare este suprapunerea $SK\alpha$ ($\lambda = 5{,}372$ Å) cu $MoL\alpha_1$ ($\lambda = 5{,}406$ Å) (fig. 1). Suprapunerea de linie în cazul oțelurilor cu conținut mare de M_0 este reprezentată în figura 2.

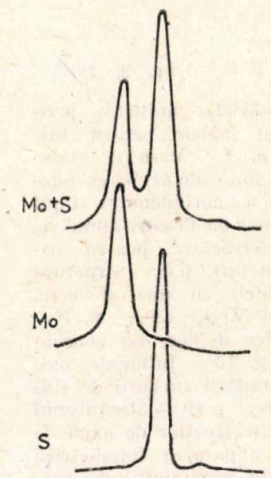


Fig. 1. Suprapunere de linie $SK\alpha$ și $MoK\alpha$

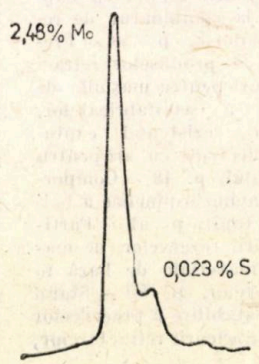


Fig. 2. Suprapunere de linie în situația oțelurilor cu conținut mare de Mo

— Superpoziția liniilor de ordinul întîi ale seriei K și a liniilor de ordin mai mare, care provin de la elementele cu număr atomic mai mare. Exemplu : $PK\alpha$ ($\lambda = 6{,}155$ Å) și $WL\alpha_1$ ($4\lambda = 5{,}904$ Å) în oțelurile rapide, $AlK\alpha$ ($\lambda = 8{,}337$ Å) și $CrK\beta$ ($4\lambda = 8{,}340$ Å) în oțelu-

rile inoxidabile sau AlKα și BaLα_1 ($3\lambda = 8{,}325$ Å) în sticlele cu Ba. Acest tip de suprapunere de linii îngreuiază determinarea elementelor ușoare în matrice, care conțin multe elemente cu Z mediu și mai puține elemente cu Z mare. De asemenea, liniile de reflexie de ordin mai mare provenind de la tub produc acest tip de suprapunere cu elemente ușoare.

— Suprapunerea liniilor de ordinul întîi din seria L și a liniilor de ordin mai mare din seria K, care provin de la elemente cu Z mai mic. Exemplu : TaLα_1($\lambda = 1{,}522$ Å) și NbKα ($2\lambda = 1{,}494$ Å) în oțelurile inoxidabile pentru programe CNE. Interferențe similare există, de asemenea, între liniile Lβ_1 și Kβ_1 în ordinul 2 al acelorași elemente.

Cele mai utilizate metode pentru reducerea interferenței spectrale sînt următoarele :

a — măsurarea unei linii lipsite de interferență ; în oțeluri, aceste linii au intensități mai mici, reducînd substanțial sensibilitatea analizei și precizia determinării concentrațiilor ;

b — măsurarea liniei de analiză într-un ordin de reflexie superior ; acest lucru se face însă cu aceleași consecințe ca la punctul *a* ;

c — colimarea mai fină a radiației provenite de la probă ;

d — utilizarea unui cristal analizor cu rezoluție bună ;

e — utilizarea unor surse de excitație diferite pentru regiunile spectrale.

Scopul lucrării este acela de a prezenta obținerea probelor binare pe matrice de Fe, necesare pentru determinarea coeficienților de suprapunere de linii în analiza unor elemente din oțeluri. Totodată se face o analiză comparativă între diferitele metode de determinare a acestor coeficienți.

Probe binare

Probele binare se constituie din matrice în care există doar două componente în diferite concentrații. Este necesar ca aceste componente să fie lipsite de impurități, iar probele obținute să fie omogene. S-au realizat două seturi de probe binare : Fe—W și Fe—Mo.

Fiecare set conține șase probe binare, avînd următoarele concentrații :

—Fe—Mo : 0,2 % ; 0,5 % ; 1 % ; 2 % ; 5 % ; 10 % Mo ;
—Fe—W : 0,5 %, 1 % ; 2 % ; 5 % ; 10 % ; 20 % W

Pentru obținerea probelor s-a utilizat un amestec din pulberi metalice din care s-au cîntărit și mixat cîte 50 gr.

Topirea probelor s-a realizat într-un cuptor cu inducție (fig. 3), cu capacitatea creuzetului de 200 gr. Pentru a asigura o cît mai bună omogenitate a probelor, acestea au fost topite în creuzeți dubli, fiind menținute la temperatura maximă pînă atunci cînd fundul primului creuzet a perforat topitura, căzînd în cel de al doilea creuzet unde s-a solidificat instantaneu, datorită temperaturii mai scăzute la care s-a aflat acest creuzet (fig. 4).

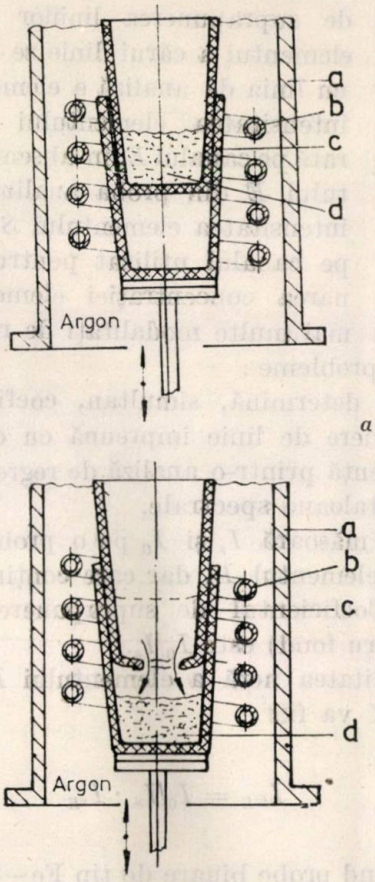


Fig. 3, *a* și *b* — Cuptor cu inducție

După prelucrare, probele obținute sînt cilindrice, cu diametrul de 36 mm și înălțimea de 5 mm. Acestea au fost șlefuite pe hîrtie abrazivă de granulație 80 și au fost măsurate pe spectrometrul VRA 30. Omogenitatea probelor s-a verificat prin efectuarea măsurătorilor pe ambele fețe.

Intensitățile obținute au fost prelucrate cu programul de regresie ARCAS.

Curbele de Mo și W s-au obținut cu abaterile medii pătratice de regresie din tabelul. 1.

Tabelul 1

Abaterile medii pătratice ale curbelor Mo și W

Element	Domeniul de concentrație %	AMPR, %
Mo	0,2—10	0,005
W	0,5—20	0,029

Modalităţi de determinare a coeficientului de suprapunere de linie

Pentru simplificarea prezentării se utilizează următoarele relaţii:

E este afectată — elementul a cărui intensitate I este de suprapunerea liniilor spectrale;

S — elementul a cărui linie se suprapune cu linia de analiză a elementului E;

I_0 — intensitatea elementului S măsurată pe canalul E, în absenţa elementului E din proba analizată;

I_s — intensitatea elementului S măsurată pe canalul utilizat pentru determinarea concentraţiei elementului S.

Există mai multe modalităţi de rezolvare a acestei probleme:

— Se determină, simultan, coeficienţii de suprapunere de linie împreună cu coeficienţii de influenţă printr-o analiză de regresie pe un set de etaloane spectrale.

— Se măsoară I_s şi I_0 pe o probă care nu conţine elementul E, dar care conţine elementul S. Coeficientul de suprapunere (necorectat pentru fond) este I_0/I_s.

Intensitatea netă a elementului E dintr-un etalon K va fi:

$$I_{E_K} = I_0/I_s \cdot I_{s_K}$$

Utilizînd probe binare de tip Fe—S, de concentraţii diferite, se face o analiză de regresie folosind modelul următor:

$$I_0 = A_0 + A_1 \cdot I_s + A_2 \cdot I_s^2$$

Tabelul 2

Curbele de calibrare

Tipul oţelului	Elementul	Domeniul de concentraţie, %	Modelul	AMPR, %
Mediu aliat	S	0,007—0,061	a	0,0020
			c	0,0024
Rapid	S	0,024—0,043	a	0,0063
			c	0,0011
Mediu aliat	P	0,003 0,066	a	0,0012
		0,010 0,066	c	0,0016
Rapid	P	0,019—0,046	a	0,0036
			c	0,0005

Condiţii şi rezultate experimentale

Măsurătorile au fost efectuate pe un spectrometru automat secvenţial, de tip VRA 30. Sursa de excitaţie a fost un tub de Rh cu fereastra de 0,2 mm Be. Condiţiile de excitare au fost: tensiunea de 30 kV şi intensitatea de 40 mA. S-au analizat liniile MoKα, WLα, SKα şi PKα. Mo şi W au fost analizate cu cristal LIF 200 şi detector solid, iar S şi P cu cristal de grafit şi detector cu gaz curgător.

Din intensităţile obţinute pe seturile de oţeluri mediu aliate BAS (406—410; 451—460) şi rapide BAS (481—486), s-au obţinut curbele de calibrare pentru S şi P. Pentru aceste elemente există următoarele suprapuneri de linie:

PKα — MoL_1; SKα — $MoL\alpha_1$; PKα — $WL\alpha_1(4\lambda)$

Pentru fiecare tip de etaloane şi pentru fiecare element, au fost obţinute cîte două curbe de calibrare: o curbă care rezolvă suprapunerea de linie după modelul *a*, iar a doua după modelul *c* (tab. 2). La S, pentru ambele tipuri de oţeluri, s-au folosit următoarele relaţii:

$$C(S) = K_1 \cdot I(S) + K_2 \cdot I(Mo) + K_3 \quad \text{Modelul } a$$

$$\left.\begin{aligned} I'(S) &= I(S) - A_1 \cdot I(Mo) - A_2 \\ C(S) &= K_3 \cdot I'(S) + K_4 \end{aligned}\right\} \text{Modelul } c$$

La P pentru oţel mediu aliat:

$$C(P) = K_1 \cdot I'(P) + K_2 \cdot I(Mo) \quad \text{Modelul } a$$

$$\left.\begin{aligned} I'(P) &= I(P) - A_1 \cdot I(Mo) - A_2 \\ C(P) &= K_3 \cdot I'(P) + K_4 \end{aligned}\right\} \text{Modelul } c$$

iar pentru oţel rapid:

$$C(P) = K_1 \cdot I(P) + K_2 \cdot I(Mo) \quad \text{Modelul } a$$

$$I'(P) = I(P) - A_1 \cdot I(Mo) - A_2 \cdot I(W) - A_3$$

$$C(P) = K_3 \cdot I'(P) + K_4 \quad \text{Modelul } c$$

Concluzii

Metodologia de obținere a probelor binare este bună avînd în vedere faptul că acestea sînt omogene pe ambele fețe și se încadrează perfect pe curbele de regresie.

Folosirea probelor binare pentru rezolvarea suprapunerilor de linie, în cazul în care setul disponibil de etaloane este numeros, nu aduce o îmbunătățire considerabilă a parametrilor regresiei în cazul folosirii metodelor liniare, însă este indispensabilă atunci cînd coeficienții de regresie trebuie determinați prin modele neliniare.

În situația în care numărul de etaloane este mic și numărul de coeficienți ai modelului este mare (cazul P din oțel rapid), deci nu au semnificație statistică în urma regresiei, este indicată utilizarea probelor binare aducînd îmbunătățiri semnificative, reducînd numărul de coeficienți și crescînd precizia.

BIBLIOGRAFIE

[1] Bertin, E. P. *Introduction to X-Ray Spectrometric Analysis.* Plenum Press, 1978.

REVISTA REVISTELOR

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 2, 1989

Cauzele capacității diferite de cocsificare a concentratelor de cărbuni de Kuznețsc cu indicatori apropiați ai proprietăților tehnologice, p. 4 — Capacitatea de reacție a cărbunilor și comportarea acestora în procesul de distrucție termică, sinterizare și formare a cocsului, p. 8 — Capacitatea de sinterizare a compozițiilor de cărbune — hidrocarburi, p. 12 — Studierea depunerilor în cuptoarele cu camere ale bateriilor de gudron și cocs, p. 16 — Experiența exploatării camerei de la instalațiile de stingere uscată a cocsului cu blocuri din beton în zona mersului oblic, p. 19 — Aprecierea comparativă a gudronului de huilă obținut prin diferite procedee de cocsificare, p. 28 — Utilizarea rațională a gazelor de cocserie, p. 32 — Stabilirea valorilor indicatorului adiabatei gazelor de cocserie, p. 36 — Dipozitiv de control automat al înălțimii pilotului de cocs la evacuarea acestuia, p. 38 — Deficiențele dispozitivelor existente de stingere suplimentară automată a cocsului, p. 39 — Cerințe privind calitatea produselor de bază ale industriei cocsochimice și perspectivele îmbunătățirii acesteia; calitatea cocsului de turnătorie și metalurgic, p. 41 — Protecția mediului înconjurător în întreprinderile cocsochimice, p. 53 — Noutăți în chimia și tehnologia combustibilului solid, p. 59 — Influența proprietăților și a compozițiilor amesteeurilor de cărbune asupra proprietăților mecanice ale cocsului, p. 60.

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 3, 1989

Direcții posibile ale dezvoltării producției cocsochimice, p.2 — Calculul regimurilor de funcționare a secției de pregătire a cărbunilor din uzinele cocsochimice, p. 9 — Realizări în evaluarea cărbunilor ca materie primă pentru fabricarea cocsului metalurgic, p. 14 — Particularitățile cocsificării în cuptoare cu camere largi, în condiții de intensificare a cărbunilor la cocsificare-rezervă, de mărire a rezistenței cocsului, p. 20 — Efectul de interacțiune a cărbunilor la cocsificare, p. 24 — Alegerea unei metode optime de repartiție a cuptoarelor cu camere, p. 27 — Influența calității cocsului și a materialelor de liere asupra proprietăților produselor grafitizate, p. 31 — Influența modificării bazice de materii prime pentru cocsificare asupra producțiilor chimice, p. 33 Particularitățile sistemului automatizat de comandă a mașinii de cocsificare, p. 44 — Sistem de reglare a alimentării cu căldură pentru încălzirea baterilor de cocsificare, p. 45 — Mecanizarea stringerii „capetelor de cocs", p. 46 — Calcularea și utilizarea indicatorului volumului de muncă normat în industria cocsochimică în vederea aprecierii productivității muncii, p. 47 — Analiza indicilor de calitate ai încărcării de cărbune și cocsului, p. 51 — Instalație pentru controlul conținutului de cenușă al cărbunelui de expediat, p. 53 — Epurarea apelor reziduale rezultate din producția cocsochimică, p. 55 — Supapă hidraulică pentru micșorarea emanațiilor din rezervoare în atmosferă, p. 57 — Indicatori de calcul ai încărcăturii de cărbune și prognoza dimensiunilor de cocs p. 54.

Dr. ing. Olga Iulian,
prof. dr. ing. Ortansa Landauer
și dr. ing. Cornelia Mateescu
Institutul Politehnic București

ing. Anca Bălăceanu
C.U.P.S.I.C. București

Comportarea la coroziune a unor fonte nodulare în medii de acizi minerali

CZ : 620.193.41 : 669.131.622

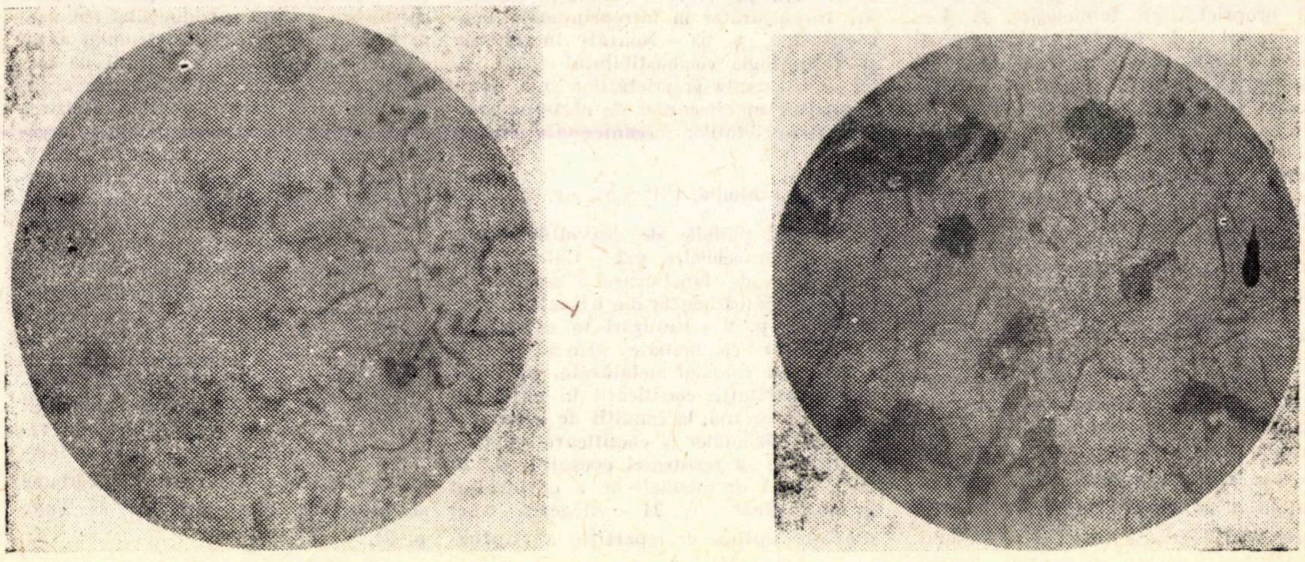
Mergînd pe linia unor cercetări anterioare [1], [2] privind rezistența la coroziune a fontelor și oțelurilor în diverse medii corosive, lucrarea prezintă un studiu al comportării la coroziune a unor fonte nodulare, de proveniență românească, în medii de acizi minerali : acid clorhidric și acid sulfuric.

Condiții experimentale

Cercetarea și testarea la coroziune a unor fonte nodulare în medii de acizi minerali s-au efectuat prin teste gravimetrice (pierdere în greutate) și prin măsurători electrochimice : trasarea curbelor galvanostatice staționare curent-potențial. Soluțiile de acizi cu concentrație 0,01—0,5 M au fost preparate din reactivi chimici puri și apă distilată (tab. 1).

Pentru caracterizarea fontelor nodulare s-a efectuat o analiză microscopică a structurii acestora. În figurile 1 și 2 sînt redate microfotografiile probei din fontă nodulară (1).

Figura 1, *a* prezintă grafit filamente și foarte puțin grafit în noduli. Figura 1, *b* prezintă grafit în filamente și puțin în noduli, pe fond de ferită și foarte puțină perlită. Se poate considera o fontă feritică.



a *b*

Fig. 1. Micrografiile structurii fontei nodulare: (1) *a* — probă neatacată ; mărire 100 :1 ; *b* — probă atacată cu nital (HN_3 3% în alcool etilic) ; mărire : 250 :1

Tabelul 1

Compozițiile fontelor nodulare în medii de acizi minerali

Fonte nodulare	Compoziția chimică, %							
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu
Fontă nodulară (1)	3	0,66	3,31	0,007	0,105	0,05	0,05	0,05
FGN 600—2	3,4	0,21	3,37	0,002	0,03	0,07	0,09	0,53
FGN 47—5	3,36	0,21	3,55	0,017	0,039	0,08	0,09	0,53

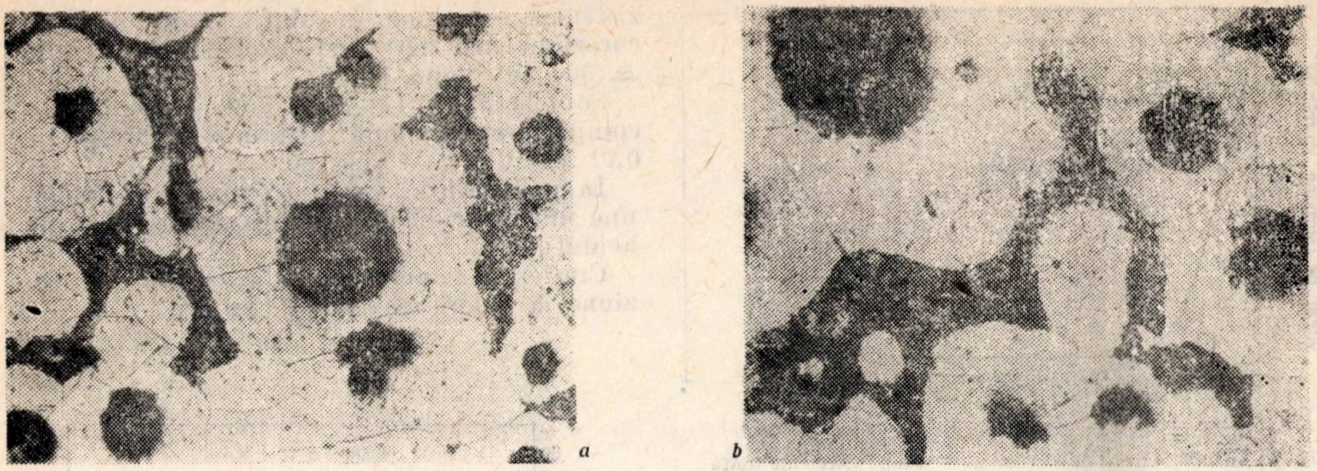


Fig. 2. Microfotografiile structurii fontelor nodulare: *a* — FGN 47—5; *b* — FGN 600—2; atac nital; mărire: 350 : 1

Pentru determinarea pierderii în greutate în timp s-au folosit probe circulare de diametru 28 mm și grosime 1 mm. Probele au fost curățate prin șlefuire, degresate, uscate și cîntărite. După expunerea în mediul corosiv, produsele de coroziune s-au îndepărtat prin ștergere cu o soluție de citrat de amoniu. Probele au fost apoi uscate și cîntărite. Valorile vitezei de coroziune au fost folosite pentru a caracteriza rezistența la coroziune a materialelor, conform STAS 9684—82. Trasarea curbelor galvanostatice staționare s-a realizat cu ajutorul unui montaj clasic, cunoscut în literatura de specialitate și folosit în lucrările anterioare [1].

Rezultate obținute

Măsurători de viteză de coroziune în medii de acid clorhidric și clorură de sodiu

Măsurătorile de viteză de coroziune s-au efectuat prin metoda pierderii în greutate. Pe baza determinărilor de pierdere în greutate s-au calculat curbele viteză de coroziune-timp [2]. În figura 3 sînt prezentate rezultatele obținute pentru cele trei fonte în soluții de acid clorhidric de concentrație: 0,01 M; 0,1 și 0,5 M la $t = 20°C$, în condiții staționare. Se observă că, în toate cazurile, viteza de coroziune crește o dată cu creșterea concentrației de acid. În soluție de concentrație $< 0{,}1$ M, viteza de coroziune, inițial mai mare, scade în timp ajungînd la valori staționare mult mai mici. Pentru fonta nodulară (1) se remarcă, în perioada inițială, viteza de coroziune de $\approx 0{,}5 \cdot 10^{-3}$ kgm^{-2}h^{-1} în soluție 0,01 M și $\approx 4.10^{-3}$kgm^{-2}h^{-1} în soluție de HCl 0,1 M. Conform STAS 9684—82, fonta (1) prezintă o rezistență medie în HCl, 0,01 M (grupa IV) și nu este rezistentă în HCl 0,1 M (grupa V).

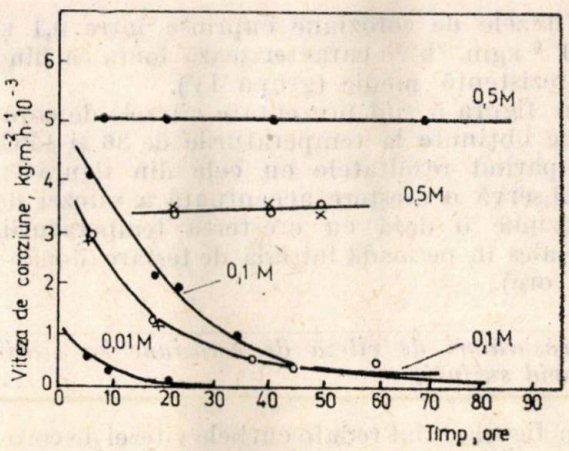


Fig. 3. Curbele viteză de **coroziune** — timp; sistem de fonte nodulare/soluție HCl; $t = 20$ °C; fără agitare; — fontă nodulară; × — **FGN 47—5**; 0-FGN 600—2

În soluții de concentrații 0,5 M, viteza de coroziune este constantă în timp, la o valoare de $\approx 5 \cdot 10^{-3}$ kgm^{-2}h^{-1} (materialul nu este rezistent).

Fontele FGN 47—5 și 600—2 cu rezultate experimentale practic identice prezintă o comportare mai bună atît la concentrații de 0,01 M, cît și la 0,5 M, dar, conform valorilor vitezei de coroziune, sînt caracterizate ca nerezistente la concentrații de 0,5 M.

În figura 4 sînt prezentate curbele viteză de coroziune — timp pentru fonta nodulară (1) în medii de clorură de sodiu, de tărie ionică, constantă:

$$j = \frac{1}{2} z_i C_i^2 \qquad (1)$$

în care:

j este tăria ionică;
z_i — **sarcina** ionului;
c_i — concentrația ionului.

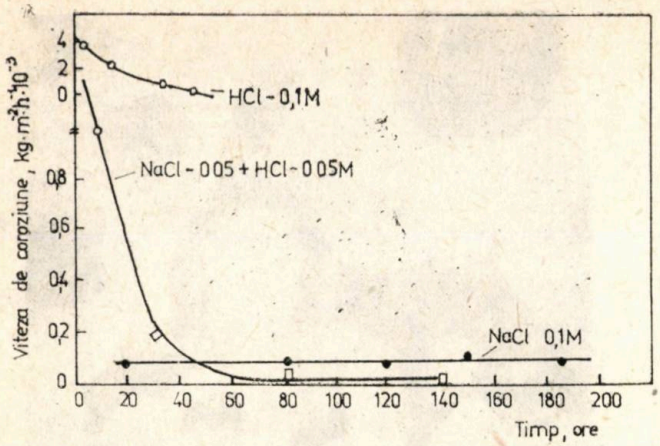


Fig. 4. Curbele viteză de coroziune — timp : sistem de fontă nodulară (1)/ soluție NaCl și NaCl—HCl ; $t = 20°C$; fără agitare

Vitezele de coroziune cuprinse între 0,1 și 1.10^{-3} $kgm^{-2}h^{-1}$ caracterizează fonta ca fiind de rezistență medie (grupa IV).

În figura 5 sînt prezentate vitezele de coroziune obținute la temperaturile de 36 și 45°C. Comparînd rezultatele cu cele din figura 3, se observă o creștere accentuată a vitezei de coroziune o dată cu creșterea temperaturii, mai ales în perioada inițială de testare (două — trei ore).

Măsurători de viteză de coroziune în medii de acid sulfuric

În figura 6 sînt redate curbele vitezei de coroziune — timp, în mediu de acid sulfuric de concentrație 0,01, 0,1 și 0,5 M. Se observă o creștere a vitezei de coroziune o dată cu creșterea concentrației de acid. În soluții de concentrație $\leqslant$ 0,1 M, viteza de coroziune a fontei nodulare (1) este cuprinsă între $3—10^{-3}$ și 16.10^{-3} $kgm^{-2}h^{-1}$, materialul fiind deci nerezistent la coroziune. În soluții 0,5 M, viteza de coroziune mai mare este constantă în timp, $\approx 50 \cdot 10^{-3}$ kgm^{-2} h^{-1}.

Fontele FGN 47—5 și 600—2 prezintă o comportare mai bună atît la concentrații de 0,01 M cît și, mai ales, la 0,5 M.

În acid sulfuric, valorile vitezelor de coroziune sînt mai ridicate în toate cazurile, față de acidul clorhidric.

Creșterea temperaturii ridică viteza de coroziune la valori mai mari (fig. 7).

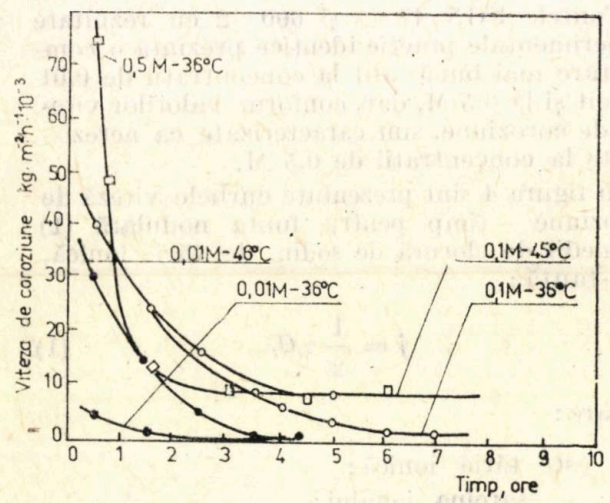


Fig. 5. Curbele viteză de coroziune — timp la diferite temperaturi ; sistem de fontă nodulară (1)/soluții HCl ; fără agitare

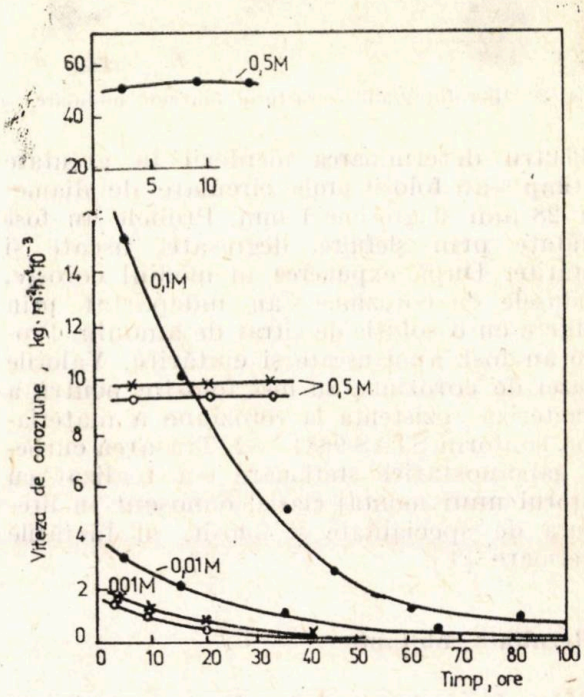


Fig. 6. Curbele viteză de coroziune — timp ; sistem de fonte nodulare / soluții H_2SO ; $t = 20°C$; fără agitare; . — fontă nodulară (1); x — FGN 47—5; 0—FGN 600—2

Măsurători electrochimice galvanostatice

Metoda galvanostatică de studiere a procesului de electrod este utilă cercetării coroziunii metalelor și aliajelor în domeniul activ de atac corosiv. După cum arată valorile vitezelor de coroziune, acest tip de atac corosiv este caracteristic fontelor nodulare studiate.

Experimental, s-au obținut curbele curent-potențial catodice și anodice, care corespund celor două procese de electrod cuplate, care formează procesul global de coroziune.

Dependența curent-potențial, considerînd în cadrul reacției de electrod numai procesul de transfer de sarcină, este dată de relația (1) [3], [4]:

$$i = i_{cor}\left\{\exp\left[\frac{\varepsilon - \varepsilon_{cor}}{b_{me}}\right] - \exp\left[-\frac{\varepsilon - \varepsilon_{cor}}{b_r}\right]\right\} \quad (1)$$

în care :

i_{cor} este curentul de coroziune ;
ε_{cor} — potențialul de coroziune ;
b_m și b_r — constantele ;
$\varepsilon - \varepsilon_{cor}$ — polarizația.

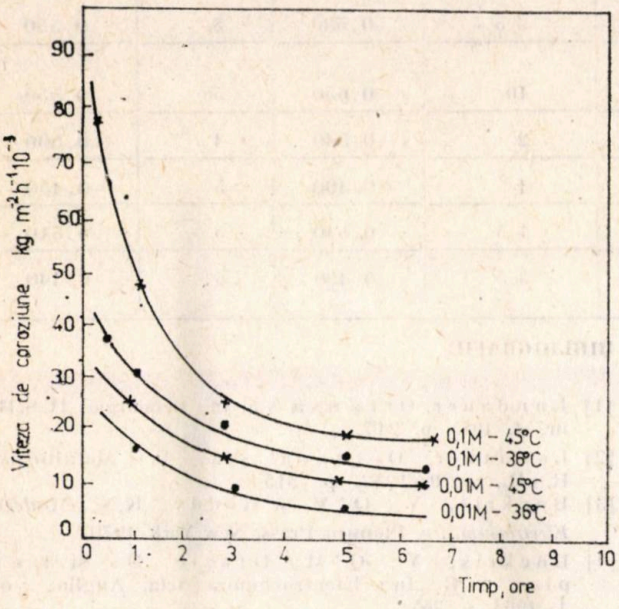


Fig. 7. Curbele viteză de coroziune — timp la diferite temperaturi ; sistem de fontă nodulară (1)/soluție H_2SO_4 ; fără agitare

Pentru aliaje la care se manifestă efecte ale elementelor de aliere, se obțin curbe galvanostatice cu domenii Tafel slab conturate.

În figurile 8 și 9 sînt prezentate curbele galvanostatice obținute pentru sistemul fontă nodulară (1), în mediu de acid clorhidric, respectiv acid sulfuric. Curbele prezintă forma clasică generală. Se observă la fiecare curbă două domenii Tafel (mai slab conturate) care permit, prin extrapolare la potențialul de coroziune, determinarea curentului de coroziune. În tabelul 2 sînt date valorile obținute pentru curentul și potențialul de coroziune, atît în cazul fontei nodulare (1), cît și în cel al fontei FGN 47—5. Se confirmă rezultatele obținute prin testele gravimetrice, și anume că viteza de coroziune (proporțională cu valoarea curentului de coroziune) crește o dată cu mărirea concentrației de acid (fontele FGN 47—5 și 600—2 avînd o comportare mai bună).

Concluzii

S-a efectuat un studiu asupra coroziunii unor fonte nodulare în mediu de acid clorhidric, clorură de sodiu și acid sulfuric. Rezultatele determinărilor gravimetrice și electrochimice arată prezența unor procese de dizolvare activă a materialului studiat.

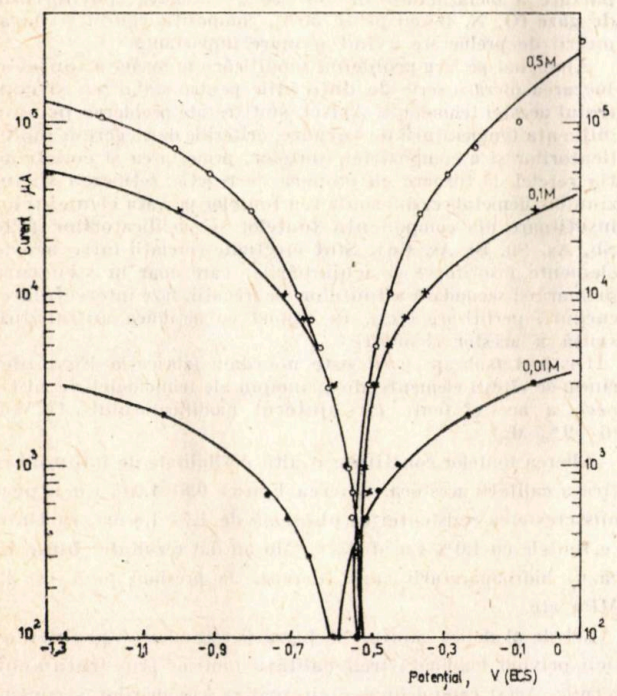


Fig. 8. Curbele galvanostatice staționare curent — potențial ; sistem de fontă nodulară (1)/HCl ; $t = 20°C$; $S = 2$ cm² ; fără agitare

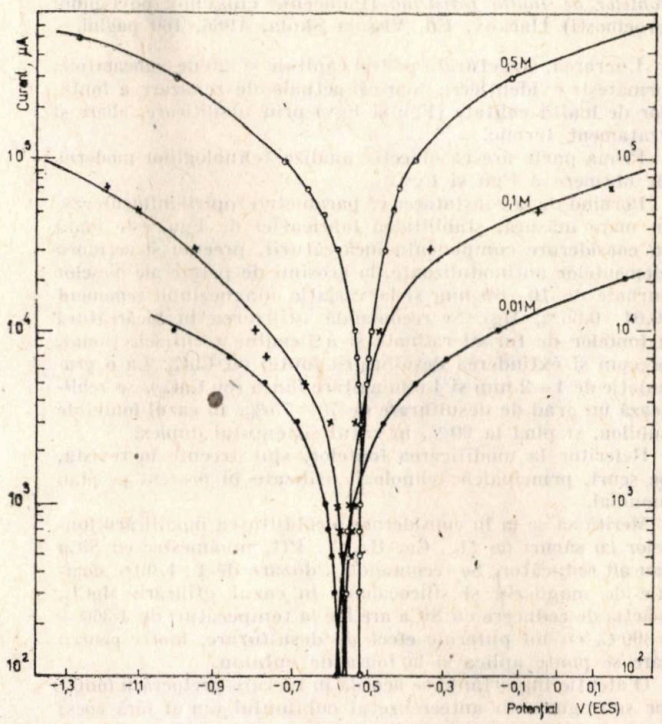


Fig. 9. Curbele galvanostatice staționare curent-potențial ; sistem de fontă nodulară (1)/H_2SO_4 ; $t = 20°C$; $S = 2$ cm² ; fără agitare

Tabelul 2

Parametrii electrochimici de coroziune a fontelor nodulare în medii de acizi minerali $S_{electrod} = 2\ cm^2$

Concentrația de acid, mol/l / Sistemul	0,01 M		0,1 M		0,5 M	
	i_{cor}, mA	ε_{cor} V	i_{cor}, mA	ε_{cor}, V	i_{cor}, mA	ε_{cor}, V
Fontă nodulară (1)/HCl	0,4	−0,650	3,5	0,530	8	0,550
Fontă nodulară (1)/H_2SO_4	2	−0,580	10	0,650	50	0,550
FGN 47−5/HCl	0,3	−0,580	2	−0,540	4	−0,500
FGN 47−5/H_2SO_4	1	−0,570	4	−0,490	5	−0,450
FGN 600−2/HCl	0,4	−0,570	1,5	−0,540	5	−0,510
FGN 600−2/H_2SO_4	0,9	−0,570	3,5	0,490	6	−0,440

Fonta nodulară (1) prezintă o rezistență medie în acid clorhidric 0,01 M și clorură de sodiu 0,1 M, nefiind rezistentă în acid clorhidric la concentrații > 0,01 M. În acid sulfuric este nerezistentă la toate concentrațiile.

Fontele FGN 475 și 600−2, cu valori ale vitezelor de coroziune mai mici, sînt totuși rezistente în acid clorhidric de concentrații ⩾ 0,1 M și în acid sulfuric la toate concentrațiile.

BIBLIOGRAFIE

[1] Landauer, Ortansa ș.a. In: Metalurgia, R.S.R. nr. 4, 1985, p. 217.

[2] Landauer, Ortansa ș.a. In: Metalurgia, R.S.R., nr. 9, 1982, p. 515.

[3] Bockris, Y. O'M și Reddy, K.N. *Modern Electrochemistry*. Plenum Press, New York, 1970.

[4] Bockris, Y. O'M, Drazic, D. și Despic, A.R. În: Electrochimica Acta, Anglia, vol 4, 1961, p. 365.

RECENZIE

Solnțev, L. A., Zaidenberg, A. M., Malii, A. F. — *Obținerea fontelor de înaltă rezistență* (Polucenie ciugunov povîșennoi procinosti) Harkov, Ed. Vîssaia Școla, 1986, 160 pagini.

Lucrarea, structurată pe trei capitole și 20 de subcapitole, urmărește evidențierea unor căi actuale de realizare a fontelor de înaltă calitate (Fgn și Fgv) prin modificare, aliere și tratament termic.

Prima parte are ca obiectiv analiza tehnologiilor moderne de obținere a Fgn și Fgv.

Pornind de la constatarea că parametrii topirii influențează, în mare măsură, stabilitatea fabricației de Fgn, este luată în considerare componența încărcăturii, precum și acțiunea elementelor antinodulizante, la grosimi de perete ale pieselor turnate de 10−60 mm și la variația magneziului remanent (0,01−0,06% Mg). Se recomandă utilizarea în încărcătură a fontelor de furnal rafinate și a fierului vechi selecționat, precum și extinderea desulfurării fontei cu CaC_2. La o granulație de 1−2 mm și 4 min agitare fontă (cu CaC_2), se realizează un grad de desulfurare de 70−75%, în cazul fontei de cubilou, și pînă la 90%, în cazul sistemului duplex.

Referitor la modificarea fontelor, sînt trecute în revistă, pe scurt, principalele tehnologii utilizate în prezent pe plan mondial.

Merită să se ia în considerare posibilitatea modificării fontelor cu săruri de Mg, Ca, Ba, Y, PR, în amestec cu SiCa sau alt reducător. Se recomandă o dozare de 1 : 1 între sărurile de magneziu și silicocalciu. În cazul utilizării $MgCl_2$, reacția de reducere cu SiCa are loc la temperaturi de 1 360−1 390°C, cu un puternic efect de desulfurare, motiv pentru care se poate aplica și la fonta de cubilou.

O atenție importantă se acordă în lucrare prelucrării fontelor sub zgură, în antecreuzetul cubiloului (cu și fără cocs) sau în instalații speciale realizate în acest sens (1,2 sau 3 faze).

Zgurele utilizate sînt constituite din diferite combinații între CaF_2, CaO, Al_2O_3, MgO, cu intervalul de topire cuprins între 1 350 și 1 450°C și în cantitate de 6−10% din masa fontei.

În urma acestor prelucrări, se realizează o rafinare generală a fontei: gradul de desulfurare de 55−96%; gradul de îndepărtare a incluziunilor de 35−90%; scăderea conținutului de gaze (O, N, H) cu peste 50%, compoziția zgurei și parametrii de prelucrare avînd o mare importanță.

Abordînd pe larg problema modificării în formă a fontelor, lucrarea oferă o serie de date utile pentru stabilirea și controlul acestei tehnologii. Astfel, sînt tratate probleme privind influența temperaturii de turnare, criteriile de alegere a modificatorilor și a compoziției fontelor, proiectarea și construcția rețelei de turnare cu camera de reacție, reținerea incluziunilor nemetalice, microalierea fontelor pe baza elementelor însoțitoare din componența fontelor și modificatorilor (Pb, Sb, As, Sn, Bi, As, Cu). Sînt efectuate corelații între aceste elemente însoțitoare și schimbările care apar în structura primară și secundară a fontelor (segregații, faze intercelulare, carburi, perlitizare etc.), în raport cu acțiunea antinoduli zantă a acestor elemente.

Distinct (subcap. 1.5) este abordată fabricația Fgv, oferindu-se cîteva elemente de principiu ale tehnologiei de obținere a acestei fonte cu ajutorul modificatorului JKM-2 (6−9% Mg).

Alierea fontelor constituie o altă posibilitate de îmbunătățire a calității acestora. Alierea Fgn cu 0,8−1,0% Cu a permis creșterea rezistenței la oboseală de 1,7−1,8 ori, în timp ce fontele cu 1,0% Cu și 0,3% Mo au dat rezultate bune în cazul hidroaparaturii care lucrează la presiuni pînă la 32 MPa etc.

Cel de-al doilea capitol al lucrării este afectat problematicii privind îmbunătățirea calității fontelor prin tratament termic. Acest capitol începe cu analiza schimbărilor structurale care apar la încălzirea Fgn, în strînsă corelație cu distribuția și redistribuția elementelor compoziției chimice.

(urmare în pag. 350)

Dr. chim. Ecaterina Szöcs
și ing. Ov. Teodor
C.U.G. Cluj-Napoca

Reglarea procesului de preparare-formare cu amestec pe bază de silicat de sodiu prin autoîntărire cu esteri lichizi

CZ : 621.746.01

În turnătoriile de oțel dar și în turnătoriile de fontă, se utilizează frecvent amestecurile pe bază de silicat de sodiu. Aceste amestecuri, în comparație cu amestecurile pe bază de rășini sintetice, conferă rezistențe mai mici miezurilor și formelor, dar folosirea lor este economică, fără să pună probleme deosebite de protecție a muncii.

Reacția care stă la baza întăririi amestecului obținut cu silicat de sodiu și etilenglicol diacetat este următoarea :

$$Na_2O \cdot SiO_2 + \begin{vmatrix} CH_2-O-CO-CH_3 \\ CH_2-O-CO-CH_3 \end{vmatrix} +$$

$$+ H_2O = SiO_2 + 2CH_3-COONa + \begin{vmatrix} CH_2-OH \\ CH_2-OH \end{vmatrix}$$

În cazul unui silicat (sort SB) cu 14,8% Na_2O, cu un prag de coagulare de 5,2% Na_2O, ar trebui neutralizat cu 14,8—5,2 = 9,6% Na_2O. Cantitatea stoichiometrică de etilenglicol diacetat pentru neutralizarea celor 9,6% Na_2O corespunde unui procent de 9,7% acid acetic, respectiv un raport de silicat — silad de cel puțin 1 : 1. Această doză de silad duce la întărirea instantanee a amestecului cu silicat de sodiu, doză la care amestecul devine inutilizabil. Reacția de întărire începe la contactul silad-silicat și are loc atît în timpul amestecării, cît și în timpul formării.

Ca să i se confere amestecului un timp de utilizare convenabil, de cca 15 min, trebuie să se reducă adaosul de etilenglicol diacetat, față de cantitatea stoichiometrică necesară.

Warren [2] propune un adaos de 60% ester față de cantitatea de silicat. Viteza de întărire, și respectiv timpul de viață a amestecului depind de cantitatea de ester adăugată și de calitatea materialelor de formare.

Încercări experimentale

Amestecurile s-au preparat în amestecătorul de laborator și cu amestecătorul de 0,2 m³, urmărind paralel viteza de întărire a amestecului în microclimatul laboratorului și în turnătoria de oțel.

S-au folosit trei sorturi de nisip de Aghireș, cu granulații medii de 0,25, 0,34 și de 0,51 mm, cu un grad de uniformitate de 53—60%, părți levigabile de 0,3—0,5%, amestecul fiind destinat turnării pieselor din oțel, tip cadre, traverse, cu greutăți variind între 0,4 și 30 t.

S-au folosit două tipuri de silicat de sodiu :

— Sortul SB cu : Na_2O : 14,4% ; modul :2,03 ; densitate : 1,53 g/cm³ ; prag de coagulare : 5,4% Na_2O.

— Sortul SD cu : Na_2O : 10,2% ; modul : 2,7 ; densitatea : 1,43 g/cm³ ; prag de coagulare : 4,8% Na_2O.

Etilenglicolul diacetat (Silad PE) folosit are densitatea de 1,08—1,12 g/cm³, cu aciditați de 0,39, 1,1, 2,8%. S-a urmărit variația vitezei de întărire a amestecului, în funcție de doza de silad, de aciditatea siladului și de modulul silicatului.

În amestecătorul de laborator, la 5 kg nisip : M 50 = 0,34 mm, se dozează separat 0,5, 1% și apoi 2,4% silad; se amestecă două minute, apoi se dozează 5% silicat SB și se mai amestecă un minut.

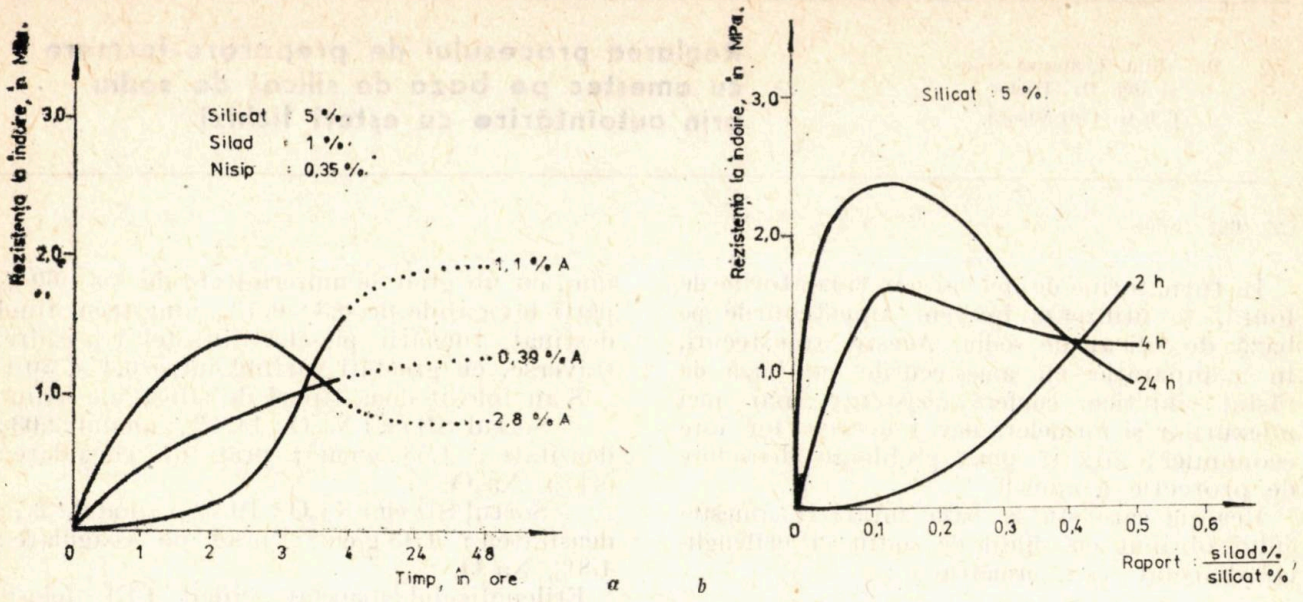
Din amestecul astfel obținut, se confecționează epruvete de încovoiere care se încearcă după 1, 2, 4, 24 și 48 de ore. Umiditatea amestecului la formare este de 3,2 — 3,4%, la amestecul de laborator, și de 2,4—2,5%, la amestecul preparat în secție.

*p*H-ul amestecurilor este de 8,5—9,5. Umiditatea remanentă după o întărire de 24 ore este de 1,7—2%.

Figura 1, *a* reprezintă evoluția rezistenței la încovoiere a probelor de laborator în funcție de timpul de întărire, la un adaos de 5% silicat SB cu adaos de silad PE, cu 1,1% aciditate. Se poate observa că viteza de întărire în primele ore crește o dată cu adaosul de silad. Rezistențele finale cresc o dată cu scăderea adaosului de silad.

Fenomenul de friabilitate a formelor apare atunci cînd doza de silad este mare. În astfel de situație, trebuie să se reducă adaosul de silad.

Fiind amestec cu autoîntărire, există un raport de silad/ silicat optim (fig. 1. *b*), ca și în cazul amestecului cu rășini sintetice cu autoîntărire. Acest raport este de 0,1—0,2 în cazul unui silad cu aciditate sub 1%. La amestecurile cu rășini sintetice, acest interval este de două ori mai mare, fiind cuprins între 0,2 și 0,4 sau între 0,4 și 0,6, în funcție de întăritorul folosit. În cazul amestecului pe bază de



a b

Fig. 1. Evoluția rezistenței la încoire a amestecului cu 5% silicat : *a* — în funcție de timpul de întărire și doza de silad PE 1% cu aciditate ; *b* — în funcție de raportul silad/silicat după 2,4 și 24 de ore de întărire

silicat de sodiu, trebuie să se lucreze mult mai exact, raportul silad/ silicat avînd un interval optim mai îngust. La folosirea siladului cu aciditate mai mare, peste 2% acest interval devine și mai strîns, permițîndu-se numai o variație de 0,1—0,15 silad/silicat. La un raport de 0,2 silad/silicat, folosit frecvent în formare la temperaturi de 10 ± 5°C, un silad cu aciditate mare poate duce la forme friabile, probele avînd rezistențe scăzute la încovoiere după o depozitare de 24 respectiv 48 de ore (fig. 2).

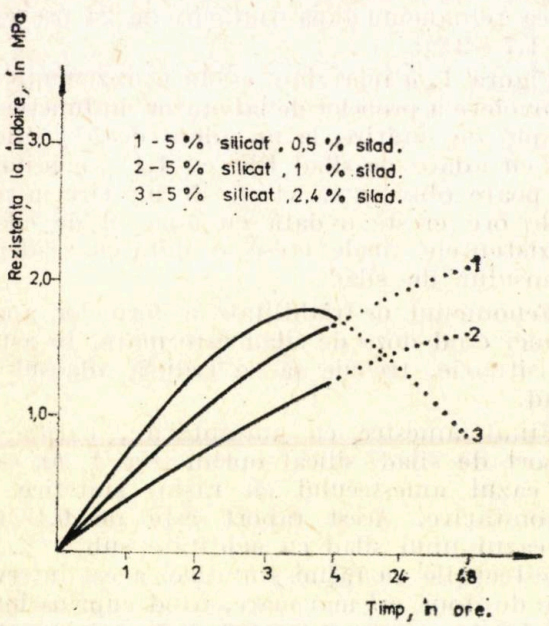


Fig. 2. Evoluția rezistenței la încoire a amestecului cu 5% silicat și 1% silad, nisip cu granulație medie de 0,31 mm

În cazul formării amestecului cu silicat de sodiu întărit cu silad, nu numai raportul de silad/ silicat trebuie respectat cu stricteţe, ci și adaosul de silicat optim corespunzător fineței nisipului. Astfel, în cazul unui nisip cu o granulație medie de 0,4 mm, adaosul de silicat SB este de 5 + 0,3%. La un adaos mai mic de silicat, formele se sfărîmă, iar la un adaos mai mare, amestecul este prea umed : se lipește de model și se întărește mai încet.

Din aceste considerente, la prepararea amestecului cu silicat de sodiu și silad se pretează mai bine amestecătoarele discontinue cu dozatoare volumetrice. Fiind un amestec cu autoîntărire, microclimatul de lucru influențează viteza de întărire. Sensibilitatea amestecului pe bază de silicat de sodiu și esteri lichizi, față de umiditatea și temperatura atmosferei de lucru, este mai mică decît cea a amestecurilor cu rășini sintetice. Creșterea temperaturii mediului ambiant duce la o întărire mai rapidă. În același sens acționează și scăderea umidității atmosferei de lucru. Scăderea vitezei de întărire se poate compensa într-o anumită proporție cu creșterea adaosului de silad. Astfel, dacă vara se lucrează cu 0,8% silad, în condiții constante de material, iarna doza se ridică la 1—1,2%.

Curenții de aer influențează de asemenea întărirea. Probele păstrate în turnătorie în aceleași condiții ca și miezurile, la 10°C, prezintă o viteză de întărire și rezistențe finale mai mari decît probele păstrate în atmosfera laboratorului la 17°C (fig. 3). Amestecul s-a executat în amestecătorul de laborator folo-

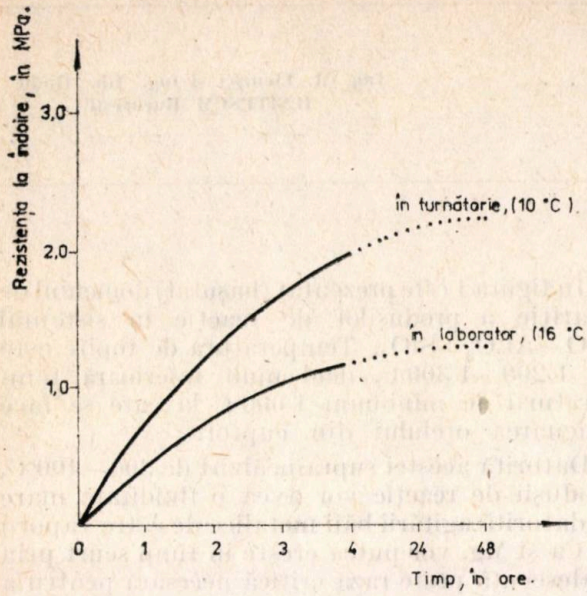


Fig. 3. Influența microclimatului de lucru asupra întăririi probelor cu 5% silicat, 1% silad, nisip M 50 = 0,31 mm

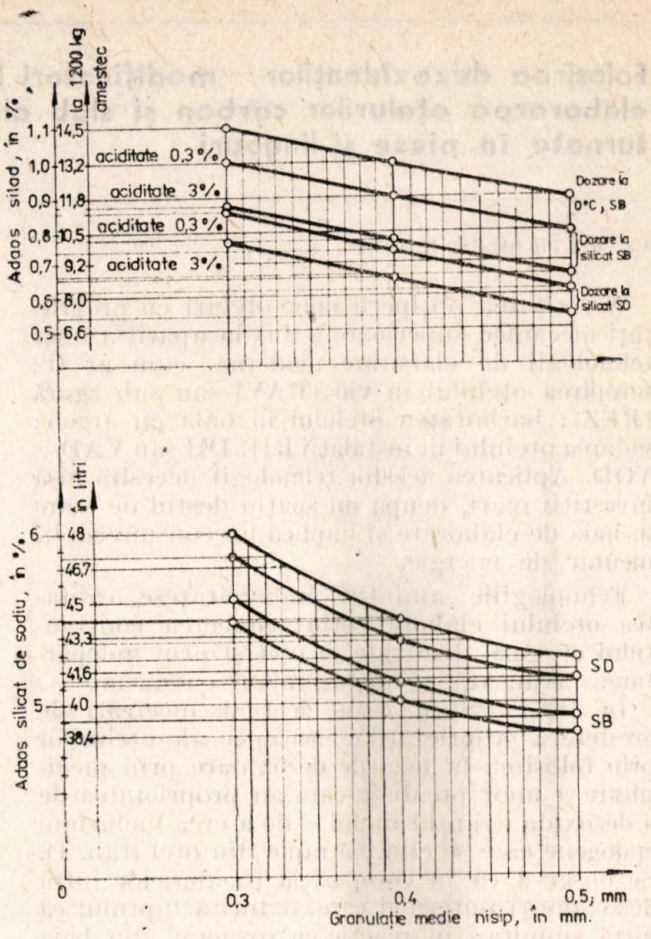


Fig. 4. Adaosul de silicat de sodiu și de silad PE necesar formării cu nisip de granulații diferite

sind nisip de Aghireș cu M 50 = 0,31 mm, un adaos de 5% silicat SB și 1% silad PE cu 0,39% aciditate.

Vîntul de afară a creat curenți de aer în turnătorie, iar umiditatea aerului a fost de 70%. În laborator, aerul a fost mai umed și nemișcat cu o umiditate relativă de 85%.

Pentru a asigura aceeași rezistență formelor și miezurilor, adaosul de silicat crește o dată cu scăderea granulației nisipului, (silicat de sodiu, sort SD) (fig. 4). Adaosul de silad trebuie mărit proporțional cu cantitatea de silicat de sodiu, inclusiv la temperaturi mici, pentru a menține viteza de întărire la nivel acceptabil. La formarea pieselor mici și medii se recomandă ca formele să se întărească în două — trei ore.

BIBLIOGRAFIE

[1] Burian, A., Kristeh, J. În: Neue Giessereien, R.F.G., 67/1980, nr. 5, p. 116, 120.
[2] Waren, D. În: Brit. Foundary, Anglia nr. 64/19 71, nr.1, p. 449—455, 482—486.
[3] Emmerson, AR. În: Foundry Trades J., Anglia, 148, 1980, nr. 3181, p. 191—192.
[4] Szöcs, E., Szöcs, S. În: Metalurgia, R.S.R., 33, 1981, nr. 11, p. 613—616.

Folosirea dezoxidanților – modificatori la elaborarea oțelurilor carbon și slab aliate turnate în piese și lingouri

Ing. M. Licurici și ing. Gh. Radu
ICSITPSCM București

CZ: 621.746.01:669,15-194,2

Necesitatea obținerii unor oțeluri cu proprietăți mecanice superioare a dus la apariția unor tehnologii de elaborare moderne, cum ar fi: retopirea oțelului în vid (RAV) sau sub zgură (REZ); barbotarea oțelului în oală cu argon; vidarea oțelului în instalații RH, DH sau VAD–VOD. Aplicarea acestor tehnologii necesită însă investiții mari, ocupă un spațiu destul de mare în hala de elaborare și implică un consum suplimentar de energie.

Tehnologiile amintite îmbunătățesc calitatea oțelului elaborat prin reducerea conținutului de gaze dizolvate în oțel și prin îndepărtarea avansată a incluziunilor endogene.

În ICSITPSCM s-au efectuat încercări de creștere a proprietăților mecanice ale oțelurilor prin folosirea în faza de dezoxidare prin precipitare a unor prealiaje care au proprietatea de a dezoxida avansat oțelul și de a crea incluziuni endogene care se elimină rapid din oțel (tab. 1). Se observă că în compoziția prealiajelor intră dezoxidanți puternici care, datorită faptului că intră simultan în reacție cu oxigenul din baia metalică, își îmbunătățesc reciproc coeficientul de activitate.

Tabelul 1

Compoziția chimică a unor prealiaje utilizate la dezoxidare

Compoziția chimică, % / Tipul prealiajului	Si	Al	Ca	Mg	Ba	B	Fe
DM4	42–52	17–20	14–18	3,5–4,5	2,5–3,5	–	rest
DM5	40–48	19–22	13–16	3,5–4,5	2,5–3,5	0,7–1,0	rest

Prin fabricarea dezoxidanților modificatori scade în mod apreciabil conținutul de sulf în unele cazuri cu pînă la 50%; de asemenea repartiția sulfului rămas în oțel este uniformă, fin dispersată, iar sulfurile formate au fost, în toate cazurile studiate, de tipul III.

Acțiunea dezoxidantului-modificator asupra proprietăților oțelului se explică prin apariția în urma reacției de dezoxidare a unor oxizi complecși care formează între ei eutectice cu temperatură scăzută de topire.

În figura 1 este prezentat (haşurat) domeniul de apariție a produșilor de reacție în sistemul $CaO-Al_2O_3-SiO_2$. Temperatura de topire este de 1 200–1 300°C, deci mult inferioară temperaturii de minimum 1 600°C la care se face evacuarea oțelului din cuptor.

Datorită acestei supraîncălziri de 300–400°C, produșii de reacție vor avea o fluiditate mare și, datorită agitării băii metalice de către vaporii de Ca și Mg, vor putea crește în timp scurt prin coalescență peste raza critică necesară pentru a decanta din oțel. În felul acesta, cantitatea finală de incluziuni endogene va fi mai mică decît în cazul folosirii unui singur dezoxidant sau în cazul folosirii acelorași dezoxidanți introduși în mod separat în oțel; de altfel, Ca și Mg nu pot fi introduși decît sub formă de prealiaje în oțel.

Totodată, datorită faptului că incluziunile endogene formate sînt în stare lichidă, cele care nu vor putea părăsi oțelul se vor găsi după solidificare sub formă globulară evitînd astfel efectul concentratorilor de tensiuni pe care îl au incluziunile colțuroase în momentul apariției unor eforturi mecanice.

Modul de folosire a dezoxidantului-modificator este foarte simplu (ca aspect el se aseamănă cu silico-calciul), consumul variind între 2,5 și 5 kg/t, în funcție de marca oțelului elaborat și de modul de introducere în oală. Introducerea dezoxidantului modificator în oală se poate face fie prin aruncarea lui în jetul de oțel în momentul deșarjării, rezultatele în acest caz fiind mai puțin concludente datorită faptului că o parte din ele reacționează cu zgura și cu atmosfera, fie prin introducerea în oală a unor conteinere de oțel în care se află închis

Tabelul 2

Valorile obținute la încercările mecanice la marca de oțel T20 Mn 14 prin folosirea dezoxidantului – modificator

Felul oțelului	R_m, daN/mm²	A, %	Z, %	R_c, daN/mm²	KCu, daJ/cm²
Nemodificat	55,1	23,0	43,0	34,0	8,4
Modificat	56,6	24,5	48,1	35,5	9,9

Notă: Valori medii obținute pe un număr de 20 de șarje

ermetic dezoxidantul-modificator (fig. 2). Folosirea conteinerelor la introducerea dezoxidantului-modificator în oală are avantajul că acesta intră în contact cu oţelul abia după topirea conteinerelor, atunci cînd este complet acoperit de oţel.

Prin folosirea dezoxidanţilor-modificatori s-a reuşit obţinerea unor creşteri importante ale valorilor rezultate la încercările mecanice la marca de oţel T 20 Mn14 în cadrul Intreprinderii „23 August" din Bucureşti (tab. 2).

De asemenea, la Intreprinderea de autocamioane din Braşov prin folosirea dezoxidantului-modificator s-a realizat reducerea cu 50% a conţinutului de Mo la marca de oţel T 40 CrMo 4 fără a diminua, în nici un fel, proprietă-

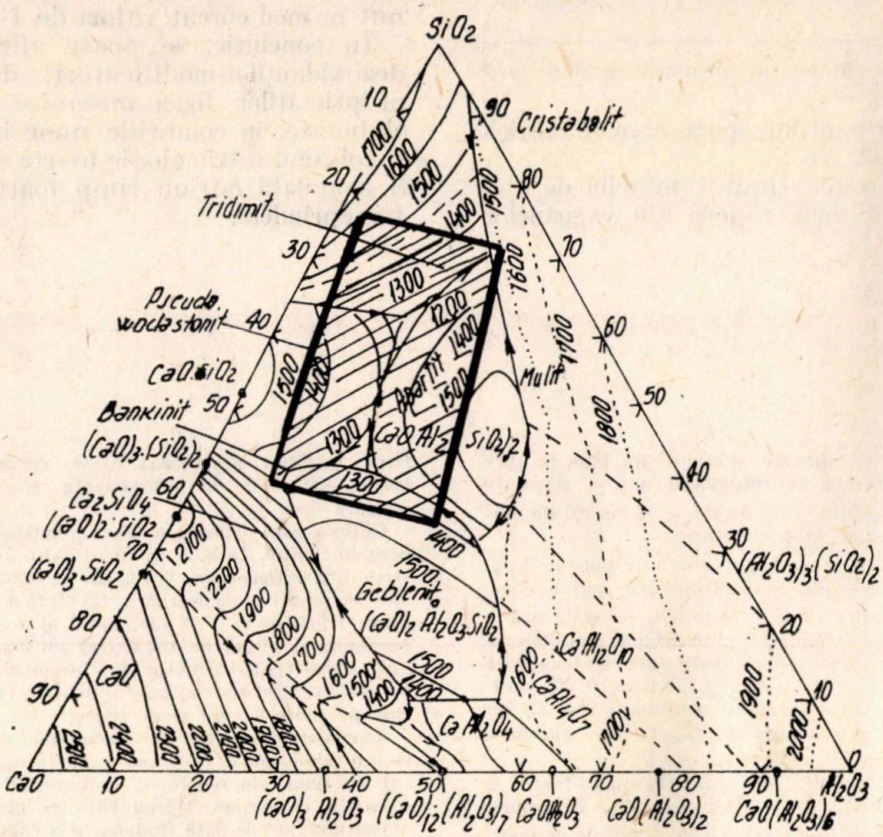


Fig. 1. Diagrama de echilibru $CaOAl_2O_3 - SiO_2$

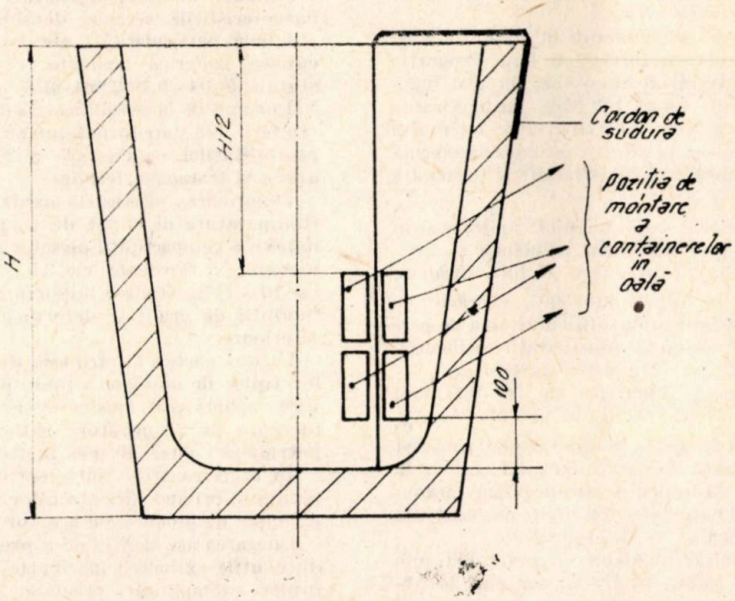


Fig. 2. Introducerea în oală a unor conteinere de oţel în care se află închis ermetic dezoxidantul-modificator

Tabelul 3

Valori medii obținute prin reducerea conținutului de Mo

Indici	R_m, daN/mm²	A, %	Rc, daN/mm²	KCu, daJ/cm²	HB
Valori cerute	75—99	min. 13	45	min. 6,0	max. 260
Valori obținute	81,86	16,62	66,77	11,90	245,40

Notă: Valori medii obținute pe un număr de 30 de șarje

țile mecanice ale punților spate care se fabrică din acest oțel (tab. 3).

De asemenea, s-au asimilat mărcile de oțel destinate turnării unor repere ale vagoanelor cu destinație specială, a căror recepție se face după o normă foarte severă și ale căror proprietăți mecanice n-au putut fi asigurate decît prin folosirea dezoxidanților-modificatori.

În colaborare cu Intreprinderea de vagoane Arad s-a asimilat marca de oțel 30 G SL—B care trebuie să asigure o rezilienţă de minimum 2,5 daj/cm² la o temperatură de —60°C. Prin folosirea dezoxidanților-modificatori s-au obținut în mod curent valori de 4—4,5 daj/cm².

În concluzie, se poate afirma că folosirea dezoxidanților-modificatori duce la creșterea proprietăților fizico-mecanice ale oțelurilor elaborate, în condițiile unor investiții minime și folosind o tehnologie foarte simplă care poate fi asimilată într-un timp foarte scurt în orice întreprindere.

RECENZIE

(urmare din pag. 344)

Tratamentele termice aplicate pieselor din Fgn, la care încălzirea a fost realizată în intervalul $\alpha + \gamma$, respectiv $A^n_{C_1} - A^k_{C_1}$ ($A_{C_1} - A_{C_3}$) sînt considerate a fi noi căi de realizare a unor performanțe în exploatare.

Sînt abordate, în acest sens, tratamentele termice de tipul normalizării, călirii izoterme și tratamentele termociclice.

În cazul normalizării în aceste condiții, se realizează o structură ferito-perlitică (sorbitică), care asigură o optimizare a caracteristicilor de rezistență, plasticitate și tenacitate ($R_m = 700-800$ N/mm²; $A_5 = 5-9\%$; KC = 50—90 daJ/cm²; 200—240 *HB*). Se recomandă minimum 2% Si, iar în timpul încălzirii să se realizeze un raport între austenită și ferită de 1 : 1.

În cazul Fgn cu 2,7—2,8% Si, tranziția ductil-fragil a fost următoarea: 100—125°C în stare turnată; 75°C după normalizarea clasică (încălzire peste $A^k_{C_1}$); —25°C la normalizarea din intervalul $A^n_{C_1}$ și $A^k_{C_1}$. La un conținut mai scăzut de siliciu, s-au atins și —50—60°C.

În ceea ce privește călirea izotermă din intervalul $\alpha + \gamma$, un rol important îl are structura inițială a Fgn. Proporția inițială de ferită (stare turnată) influențează în mai mare măsură rezistența fontelor în cazul în care austenitizarea a avut loc în intervalul $\alpha + \gamma$ (810—830°C) decît în intervalul γ(870°C). Se apreciază faptul că acest tip de călire izotermă asigură caracteristici mai ridicate de plasticitate și tenacitate pentru Fgn bainitice.

Tratamentele termociclice sînt tot mai mult aplicate și în cazul Fgn, remarcîndu-se trei variante principale:

a — de temperatură joasă (opt—zece cicluri, încălzire cu 30 — 40°C/min la $A^n_{C_1}$ +30—50°C, cu răcire în apă sau ulei); nu este influențată cantitatea de perlită; se realizează creșterea plasticității rezilienței, scăzînd temperatura de tranziție ductil-fragil;

b — de temperatură medie (încălzire cu 30—40°C/min pînă la $A^n_{C_1}$ +30—50°C, răcire în aer pînă la $A^n_{C_1}$ —30—50°C, urmată de răcire în apă sau ulei); în acest caz, încălzirea a avut loc în intervalul $\alpha + \gamma$, în final rezultînd o structură ferito-perlitică (granulară); sînt îmbunătățite caracteristicile de rezistență (indeosebi la oboseală) și de tenacitate;

c — de temperatură înaltă (încălzire cu peste 30°C/min pînă la $A^k_{C_1}$ +50—200°C, răcire în aer pînă la $A^n_{C_1}$ —30—50°C și apoi în apă sau ulei, cinci—opt cicluri); rezultă o nouă repartizare a carbonului și o structură perlitică granulară; cresc caracteristicile de rezistență, dar cele de plasticitate și tenacitate sînt mai scăzute decît la pct. *b*.

Călirea prin inducție a Fgn constituie o altă secvență a acestui capitol. Dacă în cazul oțelului există condiții privind structura inițială (peste 0,3% C), în cazul Fgn grafitul constituie sursa de carbon necesară. Se oferă o serie de date (nomograme) privind diferiți parametri ai acestei tehnologii (temperatura și viteza de încălzire) cu luarea în considerare a unor caracteristici structurale: numărul de noduli de grafit; distanța dintre acestea; gradul de dispersie al perlitei diferențiat pe fonte feritice și perlitice.

Turnarea pieselor din Fgn în cochilă (formă metalică) constituie o tehnologie în continuă extindere, în acest caz conținutul de magneziu remanent nedepășind de regulă 0,025%. Apariția carburilor, segregațiile și necesitatea controlului masei metalice de bază (indeosebi a raportului ferită/perlită) recomandă supunerea pieselor turnate în cochilă la diverse tratamente termice, prezentate în lucrare. De remarcat sînt caracteristicile mecanice deosebite, obținute pe această cale.

Unele particularități ale tratamentelor termice (inclusiv călirea izotermă) aplicate Fgn, microaliate îndeosebi cu staniu (0,04—0,10%Sn), sînt, de asemenea, abordate.

Pornind de la sensibilitatea deosebită a Fgv pentru formarea feritei în stare turnată, un subcapitol al lucrării este afectat posibilităților de creștere a rezistenței acestei fonte, prin aliere și tratament termic.

Deformarea plastică la cald (forjarea) a pieselor din Fgn (temperatura de sfîrșit de forjare 820—850°C) determină o mărire a compactității pieselor și o creștere a caracteristicilor mecanice: rezistența cu 15—18%; alungirea și reziliența cu 10—15%. O mare importanță o au gradul de deformare (nodulii de grafit se deformează) și tratamentele termice ulterioare.

Ultima parte a lucrării este destinată prezentării tehnologiilor tipice de obținere a unor piese caracteristice din Fgn și Fgv: arbori cotiți; pistoane și segmenți de piston; piese care lucrează la temperaturi ridicate; piese pentru industria petrolieră; piese diverse pentru construcția de mașini.

În toate cazurile sînt efectuate analize tehnico-economice (sumare) privind eficiența înlocuirii oțelului și sînt prezentate exemple de producere a acestor piese la diverse întreprinderi.

Lucrarea are meritul de a prezenta, într-un volum restrîns, date utile extinderii fabricației pieselor din Fgn și Fgv, cu multe exemplificări practice.

Dr. ing. I. Ripoșan
Institutul Politehnic București

Ing. Veronica Stan și chim. C. Dumitru
Intreprinderea „Tractorul" Brașov
ing. D. Grinea
Universitatea „Al. I. Cuza" Iași

Studiul posibilității de utilizare a argilelor bentonitice de Darabani-Mitoc ca liant în turnătorie

CZ : 621.742.433

Investigațiile fizico-mecanice și chimice asupra argilelor bentonitice din zona Darabani-Mitoc au urmărit stabilirea condițiilor tehnice generale de calitate ale acestei substanțe minerale nemetalifere, în vederea identificării și includerii sale în circuitul economic, ca liant în amestecurile de formare în turnătorii.

Prelevarea probelor, pregătirea lor, determinările la care au fost supuse, s-au executat conform prevederilor standardizării române (STAS 2411—75; 1850—62; 1024—80; 9484/1—22—74; 9163/1—26—74; 9412—73) și literaturii de specialitate.

Rezultatele obținute la determinările efectuate asupra argilelor bentonitice în stare naturală se referă la 120 probe prelevate din șapte foraje. Pentru încercările asupra amestecurilor, s-a utilizat argila bentonitică în stare naturală (neactivată) [3], provenită dintr-o probă medie (STAS 1850—62) de 200 kg, iar experimentele au fost executate pe nisip standard (STAS 3625—87) în 13 variante, modificînd următorii parametri tehnologici: conținuturile de nisip, lianții și apa; timpul de uscare a argilei; timpul de amestecare.

Rezultatele s-au comparat cu cele obținute pentru un amestec în care liantul format din: — bentonită de Valea Chioarului (STAS 10435—76), considerată ca sursă de mineral argilos (montmorillonit), etalon pentru România [8]; argilă (STAS 5608—73); amestec de bentonite (70% Valea Chioarului-sudică, 30% Orașul Nou-calcică) C.S. 109—88 (I.T. Bv.).

Într-un amestec de formare (de model) cu noul liant avînd următoarea compoziție: 90,98% nisip de Vălenii de Munte TO (C.S.2458—86); 7,38% argilă bentonitică (uscată 4 ore la 105 ± 5°C); 1,64% făină de lemn tip FlTO40M (STAS 6818/1—88) și 4,52% apă industrială, s-au turnat două repere din fontă cenușie marca Fc 270 CrCu, la care s-au urmărit starea suprafeței și precizia dimensională. La amestecul de model s-au determinat următoarele caracteristici fizico-mecanice: capacitatea de îndesare: 63%; rezistența la compresiune în stare crudă: 5,23 N/cm²; rezistența la tracțiune în stare umedă la cald: 0,113 N/cm²; permeabilitatea în stare crudă: 70 up.

Argilele din zona Viișoara cunoscute în literatura de specialitate sub numele de argile de „Darabani-Mitoc" [4]—[7] sînt roci sedimentare perlitice, de vîrstă neogenă, au culoarea cenușiu deschis (grad de alb—STAS 9484/12—74; 37%), structura foarte fină și textură quasi-stratificată. În stare uscată, aceste roci au o duritate cuprinsă între 2,5 și 3 unități pe scara Mohs, spărtură neregulată, uneori concoidală. Cînd sînt umede au un tușeu onctuos, iar dacă rămîn în contact prelungit cu apa își mărește volumul în mod vizibil și în timp relativ scurt.

Analiza granulometrică prin sedimentare (STAS 1024—80) relevă următoarele conținuturi medii (media populațiilor) în fracțiuni granulometrice:

— 2,84% nisip liber (STAS 9484/22—82, respectiv fracțiunea cu diametrul mai mare de 0,063 mm);

— 13,19% nisip (STAS 1243—83, particule cu dimensiuni între 0,063 și 0,05 mm);

— 48,66% silt (fracțiunea 0,05—0,005 mm);

— 35,12% argilă (0,005—0,001 mm).

Fracțiunea siltică fiind predominantă, petrografic aceste roci se încadrează în grupa „argilelor siltice" [1]; argilele, în sens strict, conțin cel puțin 60% fracțiune argiloasă (sub 0,005 mm).

Sub raport mineralogic, argilele de Darabani-Mitoc sînt un amestec eterogen (argilă polimictică); montmorillonit: 30%; illit: 15%; cuarțit 15%; calcit: 10%; caolinit: 10%; feldspați plagioclazi. 7%; dolomit: 5%; clorit: 5%; zeoliți: urme. Compoziția mineralogică determinată roentgenografic pe probe nefracționate granulometric a fost reconfirmată de analiza termică diferențială și în infraroșu (IR). Deoarece conținutul de montmorillonit este sub 70%, aceste argile nu se pot numi „bentonite"; ele aparțin cert categoriei petrografice a „argilelor polimictice diagenetice cu varietăți smectice (bentonitice)", cu 30—50% montmorillonit, plasticitate pronunțată și capacitate de schimb ionic mare (50 mechiv/100 g).

Compoziția chimică globală a argilei cercetate reflectă compoziția mineralogică și variază în limite strînse: SiO_2 — 58,14%; Al_2O_3 — 15,02%; Fe_2O_3 — 4,03%; FeO — 2,25%; MhO — 2,17%; CaO — 8,12%; Na_2O — 1,3%; K_2O — 3,26%; TiO_2 — 0,62%; P_2O_5 — 0,2%; MnO — urme; CO_2 — 4,13%; SO_3 — 0,61%; C — 008%; total: 99,98% (STAS 9163/1—26—74); valorile reprezintă mediile populațiilor.

Tabelul 1

Caracteristicile fizico-mecanice ale amestecurilor cu argilă bentonitică și parametrii tehnologici ai acestora

Amestecuri cu argilă bentonitică de Darabani-Mitoc			Capacitatea de îndesare, %	Rezistența la compresiune în stare crudă, N/cm²	Rezistența la compresiune în stare uscată, N/cm²	Rezistența la tracțiune în stare umedă, la cald, N/cm²	Timpul de amestecare, min	Timpul de uscare a liantului (la 1051 ± 5°C rețete 1—12; la 400°C rețeta 13), ore
nisip, %	argilă, %	apă, %						
95	5	3,8	45	4,2	97	0,09	10	2
95	5	4,6	61	4,5	95	0,1	10	2
95	5	5,5	62	4	98	0,1	10	2
92,5	7,5	2,8	49	4,7	100	0,102	10	2
92,5	7,5	4,6	63	6,45	116	0,137	10	2
92,5	7,5	6,9	64	5,4	120	0,11	10	2
90	10	4,6	59	14,8	90	0,21	10	2
92,5	7,5	4,6	64	8,86	97	0,145	10	4
92,5	7,5	4,6	62	8,35	72	0,133	10	6
92,5	7,5	4,6	63	9,25	98	0,127	20	4
92,5	7,5	4,6	61	9,5	93	0,132	30	4
92,5	7,5	4,6	62	8,5	91	0,15	10	1
92,5	7,5	4,6	59	7,9	92	0,06	10	1
Argile pentru turnătorie, STAS 5608/73								
Bentonite pentru turnătorie:			—	min.7,5	min.30	—	10	—
B6—Valea Chioarului, STAS 10435/76;			—	4—5	25—30	min.0,05	10	—
B6—SA (70% Valea Chioarului, 30% Orașul Nou), CS 109—88—ITBv:			—	min.4,5	min.25	min.0,05	10	—

Pentru amestecurile (13 variante) la care s-a utilizat drept liant argila de Darabani-Mitoc, iar ca material granular de bază nisip standard, s-au obținut caracteristicile prezentate în tabelul 1.

Suplimentar, s-au efectuat și alte determinări pentru caracterizarea argilelor bentonitice: finețea de măcinare (STAS 9484/16—74) — rest pe sită 0,1 mm (uscat): 5,2%; rest pe sită 0,063 mm (uscat): 1,6%; gradul de umflare (STAS 9484/5—74): 13,2 cm³/g; umiditatea (STAS 9163/24—74): 4,14%; *p*H-ul suspensiei (STAS 9163/18—73): 8,8; temperatura de vitrificare (STAS 9484/15—74): peste 1 350°C; testul Levelink 2 prin care nu s-au evidențiat fisuri sau exfolieri ale suprafeței.

Cu ajutorul rezultatelor determinărilor efectuate s-a putut stabili formula de calitate a argilei bentonitice, conform STAS 5608—73: *Afp2aI*, în care: *A* — argilă; f_p — simbolul categoriei: foarte puternic liantă (rezistența la compresiune în stare crudă mai mare de 7,5 N/cm²; rezistența la compresiune în stare uscată minimum 30 N/cm² cationi interschimbabili, minimum 25 mechiv/100 g); *2*-simbolul grupei: punct de verificare între 1 350 și 1 580°C; *a* — simbolul clasei foarte stabilă, raportul între rezistența la compresiune în stare crudă (400°C) și rezistența la compresiune în stare crudă (105°C) min. 0,9; *I* — sortul: rest pe sită 0,1 mm (uscat) max. 10%; rest pe sită 0,063 mm (uscat) max. 15%.

Sub raportul rugozității — STAS 5730/2—85, piesele turnate (2601.30.1034 — fulie; 2601.30.1035-fulie, tractor 1010 DT), în amestecul de formare la care s-a utilizat ca liant argila bentonitică de Darabani-Mitoc, au suprafața cu abatere medie aritmetică a profilului, *Ra* de 12,5 m, putîndu-se încadra la clasa de rugozitate N 10. De asemenea, suprafața nu prezintă defectele caracteristice pieselor turnate, iar configurația geometrică corespunde desenului de piese turnate.

În concluzie, argilele de Darabani-Mitoc pot înlocui cu succes bentonitele de Valea Chioarului și orice argilă de turnătorie.

BIBLIOGRAFIE

[1] Anastasiu, N.: *Petrologie sedimentară*. București, Ed. Tehnică, 1988, p. 212—214.

[2] Dauxois, P: *Generalitees sur les sables, de fonderie*. In: La Metallurgie et la construction mecanique, Franța, Vol. 94, nr. 5, Paris, 1962, p. 484.

3] Fripiat, J. J., Gatineau, L.: *Interactions eau-argiles.* In: Sci. Geol. Bull., 37, 4, Strasbourg, 1984, p. 283—296.

[4] Ionesi, L. Petreuș, I., Ionesi, B: *Studiul geologic și petrografic al nisipurilor cuarțoase și argilelor din Platforma Moldovenească, în vederea stabilirii zonelor de perspectivă.* I.P.G.G. București, 1979, p. 158—160.

[5] Ionesi, L., Ionesi, B: *Contributions a l'etude du Buglovien d'entre Baseu et Prut (Platforme Moldave)* Iași, Anal. st. Univ. S, II. b, XXVIII, 1982, p. 29—38.

[6] Ionesi, L., Ionesi, B: *Date noi asupra Sarmațianului din partea nord-estică a Platformei Moldovenești (regiunea Hudești-Mitoc).* Mem. șt. Acad. R.S.R., ser. IV, T IV, 1, București, 1983, p. 30—34.

[7] Ionesi, L., Grasu, G., Grinea, D. *Studiul argilelor bentonitice de Darabani-Mitoc, di: partea nord-estică a Platformei Moldovenești* (regiunea Darabani-Eșanca-Viișoara). Raport, Arhiva I.P.E.Ga „Suceava" Cîmpulung Moldovenesc, 1987, p. 30—35.

[8] Matei, L., Pojar, V: *Essais methodique, des mineraux argileux etalon de Roumanie.* Inst. Geol. Geofiz., Șt. tehn. ec., I, 14, București, 1978, p. 91—102.

[9] Ștefănescu, Cl. Dumitrescu, V., Vida M., Cosneanu, C., Vulcu, V., Antonescu, C: *Indrumătorul proiectantului de tehnologii în turnătorii.* București, Ed. Tehnică, vol. I, 1985, p. 148—156.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 2, 1989

Obținerea unor aglomerate magneziene cu conținut scăzut de oxizi și proprietățile metalurgice ale acestora, p. 6 — Controlul stării termice a creuzetului, în funcție de temperatura fontei lichide, p. 9 — Spălarea creuzetului furnalelor cu aglomerate cu conținut ridicat de oxizi, p. 11 — Studierea regimurilor admisibile de prăjire a peletelor după criteriul rezistenței cărucioarelor de prăjire, p. 14 — Influența regimului de prelucrare mecanică a aglomeratului asupra indicatorilor procesului de aglomerare, p. 17 — Îmbunătățirea eficienței de utilizare a cărbunilor pentru reducerea consumului de fontă în convertizoare, p. 21 — Fabricarea oțelului pentru șine și a șinelor, p. 25 — Elaborarea oțelului în convertizoare cu consum scăzut de fontă, p. 27 — Elaborarea oțelului în convertizoare de 350 t cu utilizarea materialelor cu conținut de carbon, p. 29 — Desulfurarea oțelului de convertizor la evacuarea în oală, p.30 — Lănci pentru convertizoarele de 250 t, p. 32 — Asimilarea tehnologiei de insuflare în adîncime a oxigenului în baia Martin cu ajutorul lăncilor de boltă, p. 35 — Dezoxidarea și microalierea oțelului cu brichete pe bază de titan, aluminiu și magneziu, p. 36 — Îmbunătățirea rezistenței refractarelor în metalurgia de calitate, p. 37 — Tehnologia rațională de elaborare a oțelului în cuptoare electrice de putere mare de 100 t, p. 39 — Îmbunătățirea tehnologiei de fabricație a oțelului slab aliat 09G2 și 09G2S, în cuptoare electrice de putere mare de 100 t, p. 41 — Elaborarea oțelului în cuptoare electrice cu arc de putere mare de 100 t la uzina metalurgică din Bielorusia, p. 42 — Elaborarea oțelului rezistent la coroziune în cuptoare electrice de 100 t prin procedeul cu o singură zgură, p. 44 — — Obținerea manganului metalic electrolitic marca Mr-OO, p. 46 — Asimilarea profilului de planșă cu capacitate portantă ridicată, p. 48 — Modernizarea utilajului și perfecționarea tehnologiei la laminorul semicontinuu de profiluri mijlocii 350, p. 51 — Studierea surselor de oscilații la liniile de laminare la rece, p. 54 — Controlul special al microgeometriei suprafeței tablei, p.58 — Utilizarea sistemului WD-40 la controlul dimensiunilor geometrice ale laminatelor obținute pe laminoarele de sîrmă și de profiluri ușoare, p. 60 — Experiența exploatării cilindrilor de sprijin de la laminorul 2300/1700, p. 61 — Îmbunătățirea stabilității emulsiei la liniile de laminare continuă a tablelor, p. 64 — Fabricarea țevilor din oțelul 10H12N20T2-S, p. 66 — Degroșarea critică și ovalizarea calibrului de reducere, p. 69 — Cercetarea capacității de solicitare a mecanismelor de avans și de întoarcere a liniilor de laminare la rece a țevilor cu traductor planetar-hipocicloidal, p. 71 — Cercetarea rezistenței la uzură a sculelor de trefilat, p. 73 — Rezistența la uzură a sculei așchietoare acoperite cu nitrură de titan, p. 77 — Influența regimurilor de răcire asupra proprietăților laminatelor pe lungimea benzilor, p. 79 — Tratamentul termomecanic al oțelului ferito-austenitic 03H26N6, p. 84 — Studierea stării suprafeței benzii din oțel înainte de cositorirea electrolitică, p. 89 — Utilizarea sudării prin difuzie la executarea sculelor cu partea de lucru din aliaj solid fără wolfram TC65, p. 91 — Particularitățile proiectării planurilor generale și ale transportului la uzinele metalurgice de reconstruit, p. 93 — Reparații garantate ca factor al intensificării utilizării fondurilor principale siderurgice, p.97 — Regimurile economice ale funcționării cuptoarelor inelare ale laminorului de osii 250, p. 99 — — Perfecționarea tehnologiei de pregătire a șlamurilor de convertizor, p. 106.

Stal, U.R.S.S., nr. 6, 1988

Îmbunătățirea regimului de aglutinare în stratul înalt și eficiența micșorării ponderii masice a monoxidului de fier în aglomerat, p. 5 — Mecanismul de uscare a peletelor de minereu de fier, p. 10 — Modificarea rezistenței schipurilor la modernizarea furnalelor, p. 14 — Reducerea consumului de fontă la elaborarea oțelului de convertizor, p. 17 — Modificarea gradului de oxidare a metalului și a zgurei la intensificarea elaborării cu oxigen în cuptor Martin, p. 20 — Turnarea continuă orizontală a oțelului, p. 22 — Reducerea consumului de metal la turnarea lingourilor cu masă mare, p. 23 — Mecanizarea operațiilor în oțelării, p. 25 — Proiectarea secțiilor de convertizoare, p. 26 — Controlul parametrilor procesului de elaborare a oțelului electric, p. 28 — Intensificarea și optimizarea regimurilor electrice la cuptoarele de feroaliaje de mare putere, p. 33 — Asimilarea tehnologiei de laminare asimetrică la cald la laminorul continuu de benzi 2000 de la Combinatul metalurgic Cerepoveț, p. 37 — Perfecționarea sistemului de introducere automată a benzii la laminorul cu cinci caje 2030 de la Combinatul metalurgic Novo-Lipețk, p. 42 — Curățarea electrolitică a suprafeței benzilor din oțel, p. 44 — Laminarea profilelor fasonate în formă îndoită, p. 47 — Calibrarea profilului părții laterale a jgheabului transportorului SRȚ-70, p. 50 — Siguranța în funcționare a cilindrilor de laminor și eficiența tehnologiei de fabricație și exploatare a acestora, p. 51 — Foarfece volatile cu mecanism de egalizare a vitezei cuțitelor, p. 54 — Sistem de control al calității țevilor durificate, p. 58 — Metodă automatizată de calculare a calibrărilor sculelor de lucru la liniile de laminare la rece a țevilor, p. 60 — Estimarea proprietăților de aderare a cordului metalic în funcție de compoziție chimică a acoperirii cu alamă, p. 63 — Controlul expres de intrare a materiei prime în industria sîrmei, p. 65 — Mașină pentru înfășurarea sîrmei în bobine cu greutate mare, p. 68 — Oțelul beton 25G25 durificat termomecanic din clasa At-IVC, p. 71 — Elaborarea tehnologiei de recoacere a oțelului pentru ambutisarea foarte complexă în cuptoare cu clopot, p. 77 — Fabricarea tablei subțiri în rulouri din oțel 15H25T, p. 81 — Structura și proprietățile oțelului 50H3 tratat termomecanic cu perlită, p. 83 — Fragilitatea acidă a oțelului beton silico-manganos cu conținut scăzut de carbon de rezistență înaltă, p. 85 — Cercetarea cîmpurilor de temperatură și perfecționarea tehnologiei de încălzire a semifabricatelor pulverulente cu gabarit mare, p. 90 Elaborarea unui complex de probleme pentru subsistemele automatizate de comandă a proceselor pe baza minicalculatoarelor electronice, p. 93 — Stabilirea coeficienților de repartizare a cheltuielilor de exploatare pentru laminatele finite, p. 95 — Experiența exploatării cuptoarelor cu secțiuni și cu recuperatoare combinate, p. 97 — Experiența funcționării cu economie a resurselor energetice și de combustibil, p. 100 — Îmbunătățirea eficienței desprăfuirii gazelor la reconstrucția filtrelor electrice, OG, GP după tipul EFA-pp, p. 101 — Elaborarea și introducerea tehnologiei de recuperarea a cositorului din deșeurile cu conținut de cositor, p. 103.

Stal, U.R.S.S., nr. 7, 1988

Influența factorilor materiei prime asupra consumului de combustibil la fabricarea peletelor, p. 4 — Îmbunătățirea calității fontei — una din problemele de bază ale producției de oțel special, p. 7 — Elaborarea fontei de calitate superioară pe bază de încărcătură controlată, p. 12 — Stabilizarea stării termice a furnalelor prin utilizarea sistemului automatizat de comandă a dozării cocsului, p. 15 — Alegerea unei scheme raționale de organizare a desulfurării fontei în afara cuptorului, p. 20 — Îmbunătățirea calității oțelului prin utilizarea sondelor de oxigen, p. 23 — Omogenizarea metalului lichid în oale de capacitate mare, p. 25 — Influența suflării oțelului cu gaze inerte în oale de 350 t asupra conținutului de hidrogen, p. 28 — Optimizarea regimului de temperatură la tratamentul oțelului electric în oală, p. 31 — Elaborarea oțelului termorezistent 15HGNMFT cu afinarea în afara cuptorului și microalierea, p. 33 — Elaborarea oțelului cu conținut foarte scăzut de carbon prin suflarea cu argon la tratamentul în instalația de vidare de tip porționat, p. 34 — Prelucrarea oțelului în afara cuptorului la Combinatul Dzerjinsk, p. 37 — Îmbunătățirea eficienței de vidare porționată a oțelului, p. 38 — Îmbunătățirea calității oțelului aliat pentru construcții prin vidare, p. 40 — Utilizarea metodelor magneto-hidrodinamice în siderurgie, p. 41 — Probleme ale îmbunătățirii calității oțelului, p. 42 — Stabilirea parametrilor cuptoarelor electrice de reducere a minereurilor prin rezistență activă a băii, p. 43 — Elaborarea feromanganului cărbunos prin utilizarea concentratelor amestecate cu conținut redus de siliciu și cu carbonat, p. 49 — Influența regimurilor de laminare controlată asupra duratei de funcționare a utilajului de la laminorul 3000, p. 51 — Influența consumului de lichid de ungere și răcire asupra repartizării tensionării benzilor, p. 54 — Agregat de curățare electrolitică a suprafeței benzilor laminate la rece, p. 58 — Tehnologie nouă de fabricație a profilelor în formă de S cu ondulație, p. 59 — Posibilități de fabricare a profilelor cu rigiditate ridicată cu abateri minime pe lungimea perioadei, p. 61 — Estimarea complexă a indicilor de calitate ai profilelor laminate, p. 64 Capacitatea de solicitare a rulmenților la frecarea lichidă a cajelor de laminor de la laminoarele de profile mărunte, p. 65 — Siguranța separatoarelor cu știft ale rulmenților cu role cu gabarit mare, p. 67 — Unsori tehnologice pentru fabricarea țevilor rezistente la coroziune, p. 69 — Posibilități de zincare a sîrmei cu înaltă rezistență pentru armături, în dimensiuni intermediare, p. 72 — Utilizarea oțelului 30G1P la refularea la rece a șuruburilor de înaltă rezistență, p. 74 — Direcțiile principale ale perfecționării mărcilor de oțeluri și aliaje, p. 76 — Principiile de bază ale perfecționării tehnologiei de recoacere decarburantă a oțelului electrotehnic, p. 83 — Optimizarea regimurilor de tratament termic al sîrmei pentru arcuri, p. 88 — Influența recoacerii preliminare a oțelului rapid pulverulent 10RGM5 asupra intensificării încălzirii sub extrudarea la cald și calitatea metalului compact, p. 91 — Model de imitare a sistemului de pregătire a încărcăturii pentru industria metalurgică, p. 94 — Modelarea economico-matematică a producției țevilor de formare la rece, în liniile în flux, p. 96 — Studierea schimbului de căldură și a parametrilor de comandă ai încălzirii în cazul încărcăturii amestecate de metal în cuptor, p. 99 — Construcția și rezultatele încercării instalației pentru călirea tablelor groase, p. 104 — Sistem combinat de captare a gazelor din cuptoarele electrice la elaborarea oțelului special, p. 105 — Utilizarea căldurii evacuate în siderurgia R.D.G p., p. 107 — Perfecționarea soluțiilor proiectate referitoare la transport prin metoda modelării la reconstrucția producției metalurgice, p. 109.

BIBLIOTECA MUZEULUI DE ARHEOLOGIE ȘI ISTORIE MILITARĂ 1983

INTREPRINDEREA

CARBOCHIM CLUJ

CLUJ – NAPOCA
Piata 1Mai nr. 3
Telefon 32047 Telex 31364

PRODUCE:

CORPURI ABRAZIVE

GRINDING WHEELS

SCHLEIFSCHEIBEN

MEULES ABRASIVES

BRUSNÉ KOTOUČE

MOLE ABRASIVE

砂輪

ƃIƃ

TARCZ ŚCIERNYCH

ABRAZIVNI PROIZVODI

ШЛИФОВАЛЬНЫЕ КРУГИ

PENTRU PRELUCRAREA PRIN ASCHIERE A TUTUROR TIPURILOR DE

MATERIALE

EXPORTATOR

MINERALIMPORTEXPORT ROMANIA BUCUREŞTI

MINERALIMPORTEXPORT

BUCURESTI 70033 Bd. Republicii nr.16
Tel. 139167 Telex. 118736 ROMANIA

centrozap

Societate de comerț exterior cu răspundere limitată

exportă în domeniul metalurgiei:

- secții complete
- linii tehnologice
- mașini și instalații
- subansamble pentru instalații metalurgice și cocsochimice
- servicii de construcție-montaj

Pentru informații detaliate vă rugăm să vă adresați Societății de comerț exterior cu răspundere limitată

CENTROZAP

ul. Mickiewicza 29
40–085 Katowice, R. P. Polonă
Telefon, 513–401; Telex: 0315771 cp pl

PUBLICOM

E 3280

METALURGIA

8

METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XLI • NR. 8 • AUGUST 1989

Ductil

ÎNTREPRINDEREA DE SÎRMĂ
ŞI PRODUSE DIN SÎRMĂ
BUZĂU

Aleea Industriilor, nr. 1
Tel. 974.26286; Telex: 56229

Întreprinderea de Sîrmă şi Produse din Sîrmă Buzău fabrică o gamă largă de produse:

— cord metalic pentru anvelope de automobile;
— plase sudate pentru armarea betoanelor;
— electrozi de sudură executaţi în 40 tipodimensiuni;
— sîrmă moale trasă realizată în gama 0,2—14,5 mm, utilizată la executarea şuruburilor şi rulmenţilor

Produsele fabricate de I.S.P.S. Buzău, unanim apreciate pe piaţa internaţională, au fost livrate în 42 de ţări ale iumii.

Buzău Wire and Rod Product Enterprise manufactures a wide range of products such as:

— metal cord for automobile tyres;
— welded net for concrete reinforcement;
— 40 types of welding rod;
— 0,2—14,5 mm drawn soft wire for the manufacture of screws and ball bearings

The products manufactured by the Buzău Enterprise, highly appreciated on the International market, are delivered in 42 contries throughout the world.

METALURGIA

Anul 41 Nr. 8 August 1989

CUPRINS

Gâdea, Suzana: **Tendinţe şi perspective în dezvoltarea ştiinţei materialelor** 361

Drăgan, I., Constantinescu, V. şi Orban, R.L.: **Realizări noi şi perspective în recuperarea unor metale deficitare din deşeuri şi valorificarea lor superioară prin elaborarea de materiale speciale.** 368

Drăgulescu, Doina şi Brîndeu, L.: **Consideraţii asupra relaxării structurilor metalice prin deplasarea dislocaţiilor** 373

Truşculescu, M., Cucuruz, L. R., Budău, V. şi Pascu, R.D.: **Efectul tratamentelor termice ante şi postsudare asupra proprietăţilor mecanice ale îmbinărilor sudate realizate din bronzul CuAl9Fe5Ni4Mn1** . . . 376

Petrescu, N., Petrescu, Maria şi Brîţchi, Mirela: **Obţinerea de straturi protectoare prin difuzia elementelor tranziţionale Cr, V, Ti şi Mn în Fe şi calculul coeficienţilor de interdifuzie la 1100°C.** 380

Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N., Cristea, Lidia şi Biro, G.: **Materiale metalice de puritate ridicată pe bază de aluminiu, obţinute prin tratare complexă în stare lichidă** 385

Colan, H.: **Centenarul publicării primei lucrări ştiinţifice româneşti în domeniul metalurgiei şi proprietăţilor oţelurilor de construcţie** 390

Dumitrescu, C., Albiţă, Gh. şi Brânzan, A.: **Compoziţia chimică şi structura fontelor alse înalt aliate, destinate fabricării pieselor supuse uzării** . . . . . .

Şubu, I., Popovici, D. şi Călăraşu, S.: **Tehnologia de încărcare prin sudare cu două benzi din oţel inoxidabil G 52/28** 404

REVISTA REVISTELOR 3 67, 372, 389, 410

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM, Departamentul Export-Import, Presă P.O. Box 136—137 ; Telex : 11 226 BUCUREȘTI, str. 30 Decembrie, nr. 3"

Președintele colegiului de redacție :
prof. dr. ing. L. SOFRONI

Redactor : ELENA PÂRVU

Tehnoredactor : MARIETA RUBȚOV

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon : 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector 6 — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament : lei 180 anual. Costul unui exemplar : lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

I. P. „Informația" — c. 1373

ORSZÁGOS MŰSZAKI INFORMÁCIÓS KÖZPONT ÉS KÖNYVTÁR 1883

CONTENTS

DC : 669. 669.018.95

Gâdea, Suzana: **Trends and prospects in the development of material science**

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 361—367

DC : 004.86 : 002.68

Drăgan, I., Constantinescu, V. and Orban, R.L.: **New achievements and prospects in the scarce metals recovery from the waste and their upgrading by special material manufacturing**

New achievements as well as future preoccupations in the scarce metals recovery as metal powders and their upgrading by special property material and alloy manufacturing are presented.
Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 368—372

DC : 620—186

Drăgulescu, Doina and Brîndeu, L.: **Considerations on the metal structure relaxation by dislocation displacement**

The paper treats of the calculation of the relaxation time in a metal structure related to the energy of dislocation type defects.

It deals with physical factors which influence the time of relaxation in structures, and it contributes with a graphic and analytical method for establishing relaxation curves.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 373—375

DC : 621.785 : 621.791.012.5

Trușculescu, M., Cucuruz, R., Budău, V. and Pascu, R.D.: **The effect of the ante and postwelding heat treatmens on the mechanical properties of the welded joints made of CuAl9Fe5Ni4Mn1 bronze**

The paper presents the investigations carried out on welded joints made of CuAl9Fe5Ni4Mn1 bronze and CuAl18 (E-Bz8Al) electrodes concerning the influence of heat treatments applied before and after welding on the mechanical properties of the joints. The investigations revealed that the application after welding of either stress-relief annealing or of hardening followed by tempering, is recommended. Hardening and tempering produce a homogeneous structure of the welded joint and ensure mechanical properties approaching those of the basic metal.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 376—379

DC : 539.219.21

Petrescu, N., Petrescu, Maria and Brifchi, Mirela : **The achievement of protecting layers by the diffusion of Cr, V, Ti, Mn transitional elements in Fe and the calculation of interdiffusion indexes at 1100°C**

The authors made researches on the superficial diffusion in Fe—Cr, Fe—V, Fe—Ti and Fe—Mn binary couples at 1100°C temperature by using the powder packing process. The authors have drawn the variation curves of the concentration of the diffused element in the diffusion layer by quantitative determination of the diffused element content carried out with the help of electron microprobe.

The data thus obtained have served to the calculation of interdiffusion indexes by the Boltzmann-Matano and Grube modified method and to the determination of the variation of the interdiffusion index according to concentration.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 380—384

DC : 669.018 : 669.71

Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N., Cristea, Lidia and Biro, G. : **High purity aluminium metal materials obtained by complex treatment in liquid state**

The paper presents the researches of refining conditions by physical and physico-chemical treatments, such as filtration by inert and active filters and vacuum degassing.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 385—389

DC : 669.669.14.018.291

Colan, H. : **One hundred years since the publication of the first Romanian scientific paper concerning the iron and steel industry and the structural steels**

The author of the paper presents the ideas and concerns of Anghel Saligny, one of the greatest Romanian engineer, included in the written statement accompaning the design of Cernavodă bridge, a paper of high value which, on the basis of a thorough documentation and experiments, analyses the relationship between the steelmaking conditions and the mechanical and technological properties of structural steels.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 390—396

D.C : 669.162.275.124.3

Dumitrescu, C., Albiță, Gh. and Brânzan, A. : **The effect of the chemical composition and structure of high alloy white cast iron for parts submitted to wear**

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 397—403

DC : 621.701.012 :5 : 669.14.018.8

Șubu, T., Popovici, D., Călărașu, S. : **Stainless steel double-strip loading of G 25/58 steel**

The paper points out the studies and laboratory experiments carried out in order to develop a submerged arc loading process for the G 52/28 steel by using two stainless steel strips.

The purpose of this paper is to work out a new cladding process for the above mentioned steel that could be applied on some components from the chemical, petrochemical and nuclear industry. The industrial implementation of this new process leads to significant material, labour and energy savings.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 404—410

INHALT

DK : 669.669.018.95

Gâdea, Suzana : **Entwicklungsrichtungen und Voraussichten im Bereich der Werkstoffkunde**

Die Arbeit ist eine allgemeine Darstellung einiger neuen Entwicklungen angesichts den neuentwickelten strukturellen Werkstoffe im Bereich der organischen Polymere, der technischen Keramiken und der metallischen Legierungen, aufgrund einiger kennzeichnenden Beispiele.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 361—367

DK : 004.86 : 002.68

Drăgan, I., Constantinescu, V. und Orban, R. L.: **Neue Entwicklungen und Voraussichten im Bereich der Rückgewinnungen einiger verlustbringenden Metalle aus Schrott und deren höherliegenden Verwertung bei der Herstellung spezieller Werkstoffe**

In der Arbeit werden einige neue Entwicklungen und zukünftige Forschungsarbeiten im Bereich der Verwertung einiger verlustbringenden Metalle unter der Form von Pulvern aus verwertbaren Werkstoffe dargestellt. Es wird ebenfalls die höherliegende Verwertung der o.g. Pulvern durch die Herstellung einiger Werkstoffe und Legierungen mit speziellen Eigenschaften dargestellt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 368—372

DK : 620—186

Drăgulescu, Doina und Brîndeu, L.: **Betrachtungen über die Relaxation von Metallgefügen durch Verschiebung der Fehlordnung**

Der Beitrag behandelt die Berechnung der Relaxationsdauer eines Metallgefüges in Abhängigkeit von der Energie der Fehlordnungen.

Es werden die physikalischen Faktoren, die auf die Relaxationsdauer einwirken untersucht, indem eine graphische und analytische Berechnungsmethode der Relaxationskurven berücksichtigt wird.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 373—375

DK : 621.785 : 621 : 791.012.5

Truşculescu, M., Cucuruz, R., Budău, V. und Pascu, R. D.: **Einfluss der vor und nach dem Schweissen durchgeführten Wärmebehandlungen auf den mechanischen Eigenschaften der Schweissverbindungen der CuAl9Fe5Ni4-Mn1-Bronze**

Die Arbeit berichtet über die, an Schweissverbindungen aus CuAl9Fe5Ni4Mn1-Bronze mit Hilfe von CuAl8(E-Bz8Al) Elektroden durchgeführten Untersuchungen für die Bestimmung des Einflusses der vor und nach dem Schweissen durchgeführten Wärmebehandlungen auf den mechanischen Eigenschaften der Verbindungen. Anhand der Ergebnisse wird auf den folgenden Wärmebehandlungen hingewiesen : Entspannungs-Nachschweissen-oder Härten verfolgt vom Anlassen. Das Nachschweisshärten- und Anlassen führt zur Erzielung einer homogenen Struktur der Schweissverbindungen und sichert einige mechanische Eigenschaften, die ähnlich mit denen der Ausgangsstoffe sind.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 376—379

DK : 539.219.21

Petrescu, N., Petrescu, Maria und Brîfchi, Mirela: **Herstellung von Schutzschichten durch die Diffusion der Übergangselemente Cr, V, Ti, Mn und die Interdiffusion-Koeffizientenrechnung bei 1100°C**

Es wurde die oberflächliche Diffusion der Fe—Cr, Fe—V, Fe—Ti und Fe—Mn-Paare, bei einer Temperatur von 1100°C, aufgrund des Pulververpackenverfahrens, analysiert. Die Änderungskurven der Konzentration des Diffusionselements aus der Diffusionsschicht wurden, mittels von quantitativen Bestimmungen der Diffusionselementinhalte, die mit der elektronischen Mikrosonde durchgeführt wurden, vorgeschrieben. Die erzielten Daten dienen zur Berechnung der Interdiffusionskoeffizienten aufgrund der modifizierten Boltzmann-Matano und Grube-Methode und zur Bestimmung der Veränderlichkeit des Interdiffusionskoeffizientes in Abhängigkeit von der Konzentration.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 380—384

DK : 669.018 : 669.71

Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N., Cristea, Lidia und Biro, G.: **Metallische Werkstoffe mit einem hohen Reinheitsgrad auf Basis von Aluminium, hergestellt durch komplexe Behandlung im flüssigen Zustand**

Die Arbeit berücksichtigt die Untersuchung der Raffinationsbedingungen durch physikalische und physikalisch-chemische Eigenschaften einiger komplexen Behandlungen im flüssigen Zustand, und zwar: Filtrierung durch inerte und aktive Filtern, Vakuumentgasung.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 385—389

DK : 669.669.14.018.291

Colan, H.: **Hundertjahrfeier von der Veröffentlichung der ersten rumänischen wissenschaftlichen Arbeit im Bereich der Metallurgie und der Eigenschaften der Baustähle**

Es werden die Beschäftigungen im Bereich der Metallurgie und der Wissenschaft des rumänischen berühmten Ingenieur Anghel Saligny dargestellt. Die o.g. Tatsachen sind in der „Denkschrift für den Entwurf der Cernavodă-Brücke" enthalten. Die Arbeit basiert auf eine umfangreiche Dokumentation und zahlreiche Versuche und analysiert das Verhältnis zwischen den Herstellungsbedingungen und den mechanischen und verfahrenstechnischen Eigenschaften der Baustähle.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 390—396

DK : 669.162 : 275.124.3

Dumitrescu, C., Albiță, Gh. und Brânzan, A.: **Einfluss der chemischen Zusammensetzung und der Struktur des hochlegierten Weisseisens, das für die Herstellung der zum Verschleiss unterworfenen Teile vorgesehen ist**

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 397—403

DK : 621.701.012.5 : 669.14.018.8

Şubu, T., Popovici, D. und Călăraşu, S.: **Technologie für die Auftragsschweissung des G52/28—Stahles mit zwei nichtrostenden Stahlschweissbändern**

In der Arbeit werden die unter Laborbedingungen durchgeführten Untersuchungen dargestellt, die als Ziel die Schaffung der Technologie für das Unter-Pulver-Auftragsschweissen des G52/28 — Stahles mit zwei nichtrostenden Stahl-Schweissbändern haben.

Ziel der Arbeit war die Entwicklung eines neuen Verfahrens für die Plattierung des o.g. Stahles, das beim Schweissplattieren einiger Bestandteile aus der Chemie-Erdöl- und Kernkraftwerksanlagenindustrie angewandt werden.

Die industrielle Anwendung dieser neuen Technologie führt zu merkwürdigen Werkstoff-Arbeitskraft- und Energieeinsparungen.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 404—410

SOMMAIRE

CD : 669 : 669.018.95

Gâdea, Suzana: **Tendances et perspectives dans le développement de la science des matériaux**

L'auteur présente brièvement les derniers développements concernant les nouveaux matériaux structuraux dans le domaine des polymères organiques, des céramiques techniques et des alliages métalliques.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 361—367

CD : 004.86 : 002.68

Drăgan, I., Constantinescu, V. et Orban, R.L.: **Réalisations et perspectives dans la réeupération de certains métaux déficitaires et leur mise en valeur supérieure par l'élaboration de matériaux spéciaux**

L'article présente nouvelles réalisations et perspectives concernant la récupération de certaines métaux déficitaires sous forme de poudres de matières reutilisables, de même que leur mise en valeur supérieure par la fabrication de matériaux et d'alliages à propriétés spéciales.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 363—372

DC : 620.186

Drăgulescu, Doina et Brîndeu, L.: **Considérations sur la relaxation des structures métalliques par déplacement des dislocations**

L'ouvrage présente le calcul du temps de relaxation d'une structure métallique en fonction de l'énergie associée aux défauts de type dislocation.

On étudie les facteurs physiques qui influencent le temps de relaxation des structures ; on met en évidence une méthode graphique et analytique pour le calcul des courbes de relaxation.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 373—375

CD : 621.785 : 621.791.012.5

Truşculescu, M., Cucuruz, R., Budău, V. et Paseu, R.D.: **L'effet des traitements thermiques appliqués avant et après le soudage sur les propriétés mécaniques des joints soudés en bronze CuAl9Fe5Ni4Mn1**

L'article présente les recherches concernant les joints soudés en bronze CuAl9Fe5Ni4Mn1 en utilisant des électrodes E-Bz8Al afin de déterminer l'influence des traitements thermiques, appliqués avant et après le soudage, sur les propriétés mécaniques des joints.

Les recherches ont montré qu'il est necéssaire d'effectuer des traitements thermiques postsoudage de détente ou de trempe suivi de revenu. Le trempe et le revenu postsoudage assurent une structure homogène dans le joint soudé et des propriété mécaniques similaires à celles du matériel de base.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 376—379

CD : 539.219.21

Petrescu, N., Petrescu, Maria et Brîfchi, Mirela: **L'obtention des couches protectrices par la diffusion des éléments de transition Cr, V, Ti, Mn dans Fe et le calcul des coefficients d'interdiffusion à 1100°C**

Les auteurs analysent la diffusion superficielle dans les couples binaires Fe—Cr, Fe—V, Fe—Ti et Fe—Mn à 1100°C au cours du processus d'empaquetage en poudres. On a tracé les courbes de variation de la concentration de l'élément diffusant dans la couche de diffusion par déterminations quantitatives de la teneur en élément diffusant, éffectuées à l'aide de la microsonde électronique.

À partir des données obtenues, on a calculé les coefficients d'interdiffusion par la méthode modifiée Boltzmann Matano et Grube et on a déterminé la variation du coefficient d'interdiffusion en fonction de la concentration.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 380—384

CD : 669.018 : 669.71

Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N., Cristea, Lidia et Biro, G.: **Matières métalliques à purété élevée à base d'aluminium obtenues par traitements complexes en état liquide**

L'article analyse les conditions de raffinage par traitement complexe en état liquide à l'aide des méthodes physiques et physiques-chimiques : le filtrage par filtres inertes et actives, le dégazage en vide.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 385—389

CD : 669 : 669.14.018.291

Colan, H.: **Le centenaire de la publication du premier travail scientifique roumain dans le domaine de la métallurgie et dans le domaine des proprietés des aciers de construction**

On présente les préoccupations dans le domaine de la métallurgie et de la science des matériaux du grand ingénieur Anghel Saligny, contenues dans le Mémoire pour le projet du pont de Cernavodă, travail de valeur qui, basé sur larges documentations et expérimentations, analyse la relation entre les conditions d'élaboration et les propriétés mécaniques et technologiques des aciers de construction.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 390—396

CD : 669.162.275.124.3

Dumitrescu, C., Albiță, Gh. et Brânzan, A.: **L'influence de la composition chimique et de la structure des fontes blanches hautement alliés utilisées pour la fabrication des pièces soumises à l'usure**

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 397—403

CD : 621.701.012.5 : 669.14.018.8

Şubu, T., Popovici, D. et Călăraşu, S.: **Technologie de rechargement de l'acier G 52/28 par soudage à deux bandes en acier inoxydable**

On présente les résultats des recherches et des expérimentations portant sur l'élaboration de la technologie de rechargement de l'acier G 52/28 par soudage sous flux à deux bandes en acier inoxydable.

Cette technologie peut être utilisée au rechargement par soudage des différents composants pour l'industrie chimique pétrochimique et nucléaire. L'application industrielle de la technologie conduit à d'importantes économies de matériaux, de travail et d'énergie.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 404—410

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 669: 669.018.95

Гыдеа, Сузана: **Тенденции и перспективы в развитии науки материалов**

В работе проводится обзор последних развитий по новым структурным материалам в области органических полимеров, технической керамики и металлических сплавов на основе значительных примеров из каждой области.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 361—367

ДК: 004.86: 002.68

Дрэган, И., Константинеску, В. и Орбан, Р.: **Новые достижения и перспективы дефицитных металлов из отходов и их высокое применение выплавкой специальных материалов**

Работа представляет новые достижения и будущие заботы по рекуперации дефицитных металлов в виде порошков из оборотных материалов, а также и высшее применение этих порошков при ироизводстве материалов и силавов со специальными свойствами.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 368—372

ДК: 620-186

Дрэгулеску, Дойна и Брындеу, Л.: **Соображения по релаксации металлических структур смещением дислокаций**

Работа представляет расчет времени релаксации структуры в зависимости от ассоциированной энергии дислокаций.

Изучаются физические факторы, влияющие на период релаксации структур и выявляет графический и аналитический метод для расчета кривых релаксации.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 373—375

ДК: 621.785: 621.791.012.5

Трушкулеску, М., Кукуруз, Р., Будэу, В. и Паску, Р.: **Эффект термических обработок перед и после сварки на механические свойства сварных соединений из бронза** CuAl9Fe5Ni4Mn1

Работа представляет проведенные исследования по сварным соединениям из бронза CuAl9Fe5Ni4Mn1 используя электроды E—Bz8Al для определения влияния термических обработок перед и после сварки на механические свойства соединений.

Исследования выявили, что намечено использовать термические обработки после сварки для снятия напряжений или закалки следуя отпуск. Закалка и отпуск после сварки ведут к однородной структуре в сварных соединениях и обеспечивают механические свойства, приближающихся к этим свойствам основного материала.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 376—379

ДК: 539.219.21

Петреску, Н., Петреску, Мария и Брицки, Мирела:

Получение защитных слоев диффузией традиционных элементов Cr, V, Ti, Mn в Fe **и расчет коэффициентов междиффузии ири 1100°C**

Исследована поверхностная диффузия в бинарных парах Fe—Cr,Fe—V, и Fe—Mn при 1100°C, используя способ порошковой упаковки (в порошках). Проведены кривые вариации концентрации диффузирующего элемента в диффузионном слое количественными определениями содержания диффузирующего элемента, проведенными электронным микрозондом.

Полученные данные служат расчету коэффициентов междиффузии модифицированным методом Больцманна-Матано и Грубе при определении вариации коэфрициента в зависимости от концентрации.

Metalurgia 41 (1989) nr. 8, p. 380—384

ДК: 669.018: 669.71

Иенчю, М., Молдован, П., Панаит, Н., Кристеа, Лидия и Биро, Г.: **Высокочистые металлические материалы на основе алюминия, полученные комплексной обработкой в жидком состоянии**

В работе исследуются условия рафинирования физическими и физико-химическими обработками, а именно: фильтрирование через интертные и активные фильтры и вакуумная дегазация.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 385—389

ДК: 669: 669.14.018.291

Колан, Х. **Столетняя годовщина от издания первой румынской научной работы в области металлургии и свойства конструкционных сталей**

Представлены заботы в области металлургии и науки материалов великого румынского инженера Ангел Салигни, охваченные в Документальном отчете для проекта моста Чернаводэ, работа большой ценности, котороя на основе обширных документаций и экспериментов анализирует соотношение между условиями выплавки и механическими и технолгогическими свойствами конструкуионных сталей.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 390—396

ДК: 669.162.275.124.3

Думитреску, К., Албицэ, Г. и Брынзан, А.: **Влияние химического состава и структуры высоколегированных белых чугунов, предназначенных изготовлению деталей, подвергнутые износу**

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 397—403

ДК: 621.701.012.5: 669.14.018.8

Шубу, Т., Попович, Д., Кэлэрашу, С.: **Технология наплавки стали G52/28 двумя лентами из нержавеющей стали**

Представлены результаты лабораторных исследований и экспериментов по разработке технологии наплавки под флюсом стали G52/28 двумя лентами из нержавеющей стали.

Цель работы состояло в разработке новой технологии для вышеупомянутой стали, с возможностями ее применения при наплавке некоторых компонентов химической, нефтехимической и ядерной промышленностей. Промышленное применение данной технологии ведет к значительным экономиям материалов, трудоемкости и энергии.

Metalurgia 41 (1989), nr. 8, p. 404—410

SESIUNEA ŞTIINŢIFICĂ A ACADEMIEI R.S.R CU TEMA:

MATERIALE NOI

București, 26 — 27 octombrie, 1988

PROGRAMUL SESIUNII

Acad. **Radu Voinea**
Președintele Academiei R.S. România: *Cuvînt de deschidere*

Prof. dr. doc. ing. **Suzana Gâdea**, membru corespondent al Academiei R.S. România: *Tendințe și perspective în dezvoltarea științei materialelor*

Prof. dr. doc. ing. **Suzana Gâdea, Maria Petrescu, N. Petrescu, Mihaiela Isac, L. Palii, D. Bojin, V. Oltean** și **Mariana Călin**: *Structura și proprietățile aliajelor amorfizabile din sistemele Fe—B—C—Si și Fe—Ni—B—Si*

I. Drăgan, V. Constantinescu și **R. Orban**: *Realizări noi și perspective în recuperarea unor metale deficitare din deșeuri și valorificarea lor superioară prin elaborarea de materiale speciale*

Doina Drăgulescu și **L. Brândeu**: *Considerații asupra relaxării structurilor metalice prin deplasarea dislocațiilor*

D. Grigorescu, L. Frumosu și **I. Avram**: *Particularitățile structurale ale aliajelor dure pe bază de carburi*

M. Trușculescu, L.R. Cucuruz, V. Budău și **D. R. Pascu**: *Efectul tratamentelor termice ante și postsudare asupra proprietăților mecanice ale îmbinărilor sudate realizate din bronzul* $CuAl_{19}Fe_5Ni_4Mn_1$

M. Nica: *Superaliaj baza nichel realizat în concepție proprie, destinat paletelor pentru motoare turboreactive*

M. Nica: *Perspectiva nouă de utilizare a bazaltului „Fibra de bazalt" obținere, caracteristici, component al compozitului cu matrice metalică*

P. Tudoran, Al. Maniu, V. Luca, Al. Constantinescu, Fl. Andreescu, Rodica Florea, R. Iovănaș și **T. Șuteu**: *Cercetări privind placarea prin explozie a oțelurilor carbon cu oțeluri aliate inoxidabile în vederea ridicării rezistenței la coroziune a utilajului chimic*

N. Petrescu, Maria Petrescu și **Mirela Brițchi**: *Obținerea de straturi protectoare prin difuzia elementelor tranziționale Cr, V, Ti și Mn în Fe și calculul coeficienților de interdifuzie la 1100°C*

D. Cioclov, R. Pascu, N. Farbaș și **P. Bolzu**: *Efectul nitrurării ionice asupra rezistenței în mediu de* H_2S *umed a unui oțel carbon din clasa de rezistență 520 N/mm²*

M. Ienciu, P. Moldovan, N. Panait, Lidia Cristea și **G. Biro**: *Materiale metalice de puritate ridicată pe bază de aluminiu, obținute prin tratare complexă în stare lichidă*

M. Trușculescu, I. Mihalea, A. Serban, A. Ercuța, M.D. Gavriloni, A. Răduță, D. Trușculescu și **M. Liță**: *Studii și cercetări asupra realizării și caracterizării aliajelor amorfe din familia Fe—B—Si—C și Fe—Cr—P*

H. Colan: *Centenarul publicării primei lucrări științifice românești în domeniul metalurgiei și proprietăților oțelurilor de construcții*

L. Sofroni, M. Chișamera, I. Ripoșan și **C. Bratu**: *Noi posibilități de dirijare a proceselor de cristalizare și solidificare în vederea obținerii aliajelor cu proprietăți superioare*

C. Dumitrescu, Gh. Albiță, și **A. Brînzan**:, *Influența compoziției chimice și structurii fontelor albe înalt aliate destinate execuției pieselor de uzură*

M. Alecu: *Transformări structurale în tuburile Zircaloy-4 și influența acestora asupra comportării mecanice și la coroziune*

I. Ripoșan, M. Chișamera și **L. Sofroni**: *Fonte cu dispersitate ridicată a separărilor de grafit și cu proprietăți speciale*

I. Ripoșan, M. Chișamera, Z. Demeny, M. Vlădoiu, C. Niculescu, C. Kapuși și **E. Botnar**: *Fonte bainito-austenitice, materiale noi cu proprietăți speciale*

P. Georgeoni și **I. Benea**: *Material compozit extradur de tip diamant-metal*

R. D. Pascu și **Mihaela Pascu**: *Cercetări privind promovarea oțelurilor românești slab aliate Cr—Mo—V la construcțiile sudate de mare răspundere (partea a II-a)*

S. Popescu, E. Florian și **P. Roman**: *Optimizarea tehnologiilor de prelucrare a produselor carbonice destinate industriei chimice și electrotehnice*

V. Popescu și **R. Bilegan**: *Materiale cu rezistență ridicată la ruperea fragilă utilizate în construcția centralelor nuclearo-electrice*

I. Mitelea, M. Trușculescu, M. Liță și **I. Radu**: *Studii și cercetări asupra posibilităților de mărire a fiabilității pistoanelor motoarelor navale*

E. Burzo: *Aliaje ternare de tip pământ rar Fe—B*

T. Șubu, D. Popovici și **S. Călărașu**: *Tehnologia de încărcare prin sudare cu două benzi din oțel inoxidabil G 52/28*

D. Drimmer: *Probleme ale evaluării riscului în ingineria materialelor*

H. Paven și Viorica Dobrescu: *Particularități ale legilor de comportare și ale legilor de amestec în cazul compozitelor polimerice*

M. Teodorescu, Gh. Hubcă, C. Oprescu și M. Dimonie: *Adezivi pentru asamblări metal-metal*

M. Goldenberg și M.O. Sebe: *Aliaje de polimeri și compozite termoplastice. Preocupări și perspective*

M. Brumă, I. Sava și C. Hameiue: *Polimeri heterociclici pentru fibre sintetice cu stabilitate termică înaltă*

Nicoleta Vâlceanu, C. Cozmiuc și R. Vâlceanu: *Polimeri cu proprietăți speciale*

B. Hlevca, Elisabeta Văleeanu și Olga Bălugă: *Polietilenă cloro-sulfonată din polietilenă de înaltă densitate pentru materiale compozite*

I. Deaconeasa, C. Hagiopol, Marioara Postolache, Denis Panaitescu și Zina Vuluga: *Copolimeri acrilonitril-butadienă-stiren cu proprietăți dirijate*

M. Ionescu, Bianca Mihiș, Felicia Stoeneseu: *Polifenilenoxidril-tehnopolimer de înaltă performanță*

Ileana Braniște, Lucia Ion și Felicia Stoeneseu: *Compozite epoxidice*

M.O. Sebe, Denis Panaiteseu, Dana Duțeseu și Liliana Ojog: *Aliaje ABS/PVC*

M. Goldenberg, Dana Duțeseu și Liliana Ojog: *Aliaje polidefiorice pe bază de polietilenă de masă ultraînaltă sinterizată cu catalizator amil-sodiu*

Viorica Dobreseu, M.O. Sebe, Liliana Gavrilă și Dana Duțeseu: *Compozite termoplastice pe bază de polipropilenă cu făină de lemn*

Marioara Postolache, M.O. Sebe și V. Cobzaru: *Aliaj policarbonat acrilonitril-butadienă-stiren*

Viorica Dobreseu, Ana Constantinescu și Anca Petrovici: *Aliajele pe bază de polipropilenă, noi materiale pentru industria constructoare de autovehicule*

Stanca Mihai și G. Goldenberg: *Compozite celulare poliuretanice*

Viorica Dobreseu și Liliana Gavrilă: *Polipropilenă cu talc*

Maria Cotoranu, Marina Toader, M. Boborodea, Rodica Hogea, M. Enescu, Floarea Masală, Sonia Tureu și Doina Mitrea: *Compozite pe bază de polietilenă de înaltă densitate cu diferite umpluturi*

Gh. Marcu, V. Andreica, E. Gorgan și M. Trif: *Umpluturi anorganice pentru compozite utilizate în stomatologie*

L. Ciontea și colab. *Titanați din precursori metaloorganici.*

R. Vlădea, T. Simandan și L. Rusnac: *Mărirea suprafețelor interfaciale în procesele eterogene și în cele de purificare a gazelor*

S. Matache: *Fibre de carbon*

I. Muscutariu, R. Răileanu, Elena Muscutariu, G. Puri, M. Codrin, L. Epuran, I. Grozescu, D. Perju, C. Cristuinea, I. Mitelea, I. Iakob și O. Burlacu: *Cercetări privind obținerea pentru industria electronică, la presiuni mari și temperaturi ridicate, a cuarțului monocristalin*

Maria Zahareseu, Constanța Pirlog, Maria Crișan, A. Vasilescu, Maria Sahini și Mărinca Cartner: *Acoperiri vitroase de TiO_2 și SiO_2 dopate cu metale tranziționale*

M. Mangra și V. Ioniță: *Studii privind reacția de formare în fază solidă a feritei FB-9*

Ștefania Motoc și Georgeta Cățoiu: *Ceramică superaluminoasă pentru utilizări în domeniul microundelor*

M. Petrașeu, I. Bereeanu, A. Buto, C. Grama, I. Lazăr, H. Petrașeu și Elena Lăbușcă: *Fereastră de bor pentru detectori de raze X*

T.P. Tăvală, Cecilia Savii și D. Bechereseu: *Pigmenți anorganici termorezistenți pentru industria electrotehnică și electronică*

E. Cruceanu: *Materiale supraconductoare ceramice cu temperatură critică ridicată — realizări și perspective*

I. Teoreanu, A. Voleeanov și Ecaterina Androneseu: *Considerații asupra stărilor de valență ale cuprului în ceramica supraconductoare*

Rodica Mănăilă, L. Miu și Maria Zahareseu: *Structură și superconducție în compușii din sistemul Bi_2O_3-CuO $CaO-SrO$*

M. Nica: *Ceramica utilizată în obținerea de miezuri destinate turnării de precizie a reperelor cu goluri din oțeluri refractare și superaliaje*

Elena Lăbușcă și colab: *Considerații privind microstructura unor materiale sinterizate supraconductoare din sistemul $Y-Ba-Cu-O$*

P. Baltă, Maria Preda și Virginia Burghelea: *Reacții în fază solidă în sistemul $CuO-BaO-CeO_2$*

E. Burzo și V. Pop: *Materiale ceramice supraconductoare cu temperaturi de tranziție ridicate*

I. Teoreanu și N. Ciocea: *Ceramici pentru motoare termice*

I. Teoreanu, N. Ciocea și D. Bulhac: *Materiale compozite de tip sandwich pentru temperaturi ridicate*

Elena Lăbușcă, M. Petrașeu, N. Popeseu-Pogrion și I. Mihai: *Aspecte privind formarea și creșterea granulară a cristalelor de Si_3N_4*

I. Teoreanu, Ecaterina Androneseu și S. Csolti: *Influența parametrilor de reacție asupra sintezei Si_3N_4*

N. Ciontea și V. Chiorean: *Ceramică cordieritică cu funcții termomecanice*

N. Ciontea, N. Badiu și Lelia Ciontea: *Vitroceramul flogopitic prelucrabil pe mașini*

E. Anghelescu și E. Golgoțiu: *Ceramică tehnică pentru termocupluri*

N. Ciontea, M. Opriță, Lelia Ciontea și S. Gobrean: *Ceramo-metalici dentare*

N. Ciontea și M. Opriță: *Suduri ceramică-metal*

C. Bob, I. Buehman, Maria Roșu și E. Jebelean: *Betoane cu noi tipuri de adaosuri și aditivi*

METALURGIA 8

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1989

Prof. dr. doc. ing. Suzana Gâdea

membru corespondent
al Academiei R.S.R.

Tendinţe şi perspective în dezvoltarea ştiinţei materialelor

CZ : 669 : 669.018.95

Trends and prospects in the development of the materials science

The role of the materials science as a connecting discipline between different categories of structural materials (metallic, ceramic and organic polymers) is briefly analyzed. The recent developments in each field taken separately (organic polymers, technical ceramics and metallic alloys), as well as in the composite materials are reviewed.

După o desfăşurare cu regularitate timp de cinci ani (între 1983 şi 1987), simpozionul de metalurgie, găzduit în fiecare an de Secţia de Ştiinţe Tehnice a Academei R.S.R., îşi lărgeşte astăzi cadrul pentru o prezentare în secţiuni paralele a principalelor categorii actuale de materiale structurale noi : materialele metalice, materialele ceramice, şi materialele organice polimerice. Fiecare din aceste categorii de materiale s-a dezvoltat în cadrul unei ramuri de activitate umană distinctă, două dintre acestea, metalurgia şi ceramica, avînd o origine milenară, a treia, reprezentată de compuşii organici de sinteză, fiind o cucerire relativ recentă în activitatea transformatoare a omului asupra naturii. Fiecare din aceste ramuri de activitate a avut şi are legile sale de dezvoltare proprii. Ceramica s-a ocupat mult timp în mod preponderent de producerea materialelor de construcţii, a sticlei şi ceramicii fine, dar în ultimele decenii o serie de materiale ceramice noi au devenit materiale structurale pentru construcţia de maşini, pentru motoare, pentru electrotehnică, energetică şi electronică şi pentru alte variate domenii ale tehnicii actuale; au apărut şi se perfecţionează în continuare materialele ceramice de performanţă pentru aplicaţii în tehnică. Chimia compuşilor de sinteză a fost mult timp producătoare de substanţe chimice, dar nu şi de materiale, cu o mare şi importantă excepţie : cauciucul sintetic. Apariţia, acum cîteva decenii, a polimerilor organici a schimbat însă radical situaţia ; prin polimeri, chimia organică de sinteză a devenit producătoarea unor materiale structurale care, pentru anumite condiţii de serviciu, intră în competiţie cu materialele structurale tradiţionale metalice şi ceramice. Metalele şi aliajele au fost şi rămîn încă, în mod preponderent, materialele de construcţie specifice tehnicii moderne, îmbinîndu-şi însă azi, în mod complementar, domeniile de aplicaţii cu celelalte materiale structurale organice şi ceramice.

Această convergenţă a unor materiale din categorii atît de deosebite spre îndeplinirea anumitor roluri comune şi interşanjabile în construcţiile tehnice a fost secondată şi, uneori, devansată de o disciplină ştiinţifică nou constituită, sub denumirea de „Ştiinţa materialelor". Ca toate ştiinţele de graniţă care preiau din ştiinţele conexe cunoştinţe cu valabilitate în toate domeniile pe care le conectează, efectuînd totodată un transfer rodnic de idei şi mecanisme dintr-un domeniu în altul, şi ştiinţa materialelor îşi propune să surprindă în fiecare domeniu şi să extindă de la un domeniu la altul ceea ce este comun în comportarea materialelor structurale. Remarcabil, în acest sens, este rolul structurii ca verigă de legătură între compoziţia chimică a materialului, modalităţile de prelucrare şi proprietăţile rezultate. Aşa cum se apreciază în introducerea capitolului de microscopie electronică din volumul opt al ultimei ediţii din Metals Handbook ASM, ştiinţa materialelor constituită acum aproape trei decenii îşi bazează încă în mod preponderent conţinutul pe cunoştinţele acumulate timp de un secol şi jumătate în domeniul cercetării materialelor metalice. Această situaţie este însă în schimbare, vastul corp de cunoştinţe din domeniul Metalurgiei fizice fiind supus unei osmoze extrem de profitabile cu cunoştinţele acumulate în domeniile celorlalte categorii de materiale structurale, în special cu domeniul materialelor ceramice, dar şi cu cel al polimerilor organici.

Impulsul spre această osmoză are cauze multiple. Natura fizică a materialelor structurale, chiar aparținînd unor categorii diferite, impune folosirea unor metode de studiu comune, cu interpretări specifice. Studiul structurii cristaline folosește astăzi aceleași tehnici de difracție de raze X, de electroni sau de neutroni, utilizate cu succes atît în domeniul materialelor metalice, cît și în domeniul celorlalte materiale structurale. Mai mult decît atît, starea amorfă care părea un apanaj al sticlelor oxidice începe să fie aprofundată și pe aliajele amorfe sau sticlele metalice apărute ca materiale tehnice o dată cu inventarea procedeelor de solidificare ultrarapidă a topiturilor metalice. Teoria defectelor de rețea (vacanțe, interstiții, dislocații, defecte de împachetare), teorie atît de fecundă în explicarea comportării materialelor metalice în cursul prelucrărilor și în serviciu, este comună tuturor materialelor cristaline, metalice, ceramice sau semiconductoare. Microscopia electronică, în toate variantele ei spectaculoase, ca microscopie scanning, microscopie prin transmisie și microscopie analitică, este vitală și la fel de profitabilă atît pentru materialele metalice, cît și pentru cele ceramice sau polimerice, pentru urmărirea transformărilor fine fazice și structurale și pentru crearea de materiale noi în fiecare domeniu. Diagramele de echilibru fazic rezultate din studiul echilibrelor termodinamice în sisteme eterogene reprezintă instrumentul major în corelarea compoziției chimice cu constituția și structura, atît pentru materialele metalice, cît și pentru cele ceramice.

Exemplele în acest sens ar putea continua, dar mai importantă este semnalarea unui alt punct de convergență pe care știința materialelor îl stabilește între categorii de materiale inițial considerate atît de deosebite, cum sînt aliajele metalice și materialele ceramice. Astfel, compușii intermetalici și compușii metalelor cu o serie de elemente nemetalice sau semimetalice (hidruri, boruri, carburi, nitruri ș.a.) erau cunoscuți de foarte mult timp ca faze durificatoare în aliaje. Manevrarea acestor compuși prin tratament termic în scopul dizolvării și reprecipitării lor la o altă scară de finețe, precum și îmbogățirea stratului superficial al pieselor metalice într-o serie de astfel de compuși prin operații de tratament termochimic sau încorporarea lor ca faze fin dispersate în microstructura aliajelor prin procedee de metalurgia pulberilor sînt operații esențiale devenite tradiționale în producerea și prelucrarea majorității aliajelor tehnice. De curînd, acești compuși au început să se impună însă ca materiale de sine stătătoare, utilizați în stare pură nu numai pentru proprietățile lor fizice deosebite (semiconductoare, magnetice și supraconductoare), dar și ca materiale structurale pentru proprietățile lor de duritate, refractaritate și rezistență chimică. Acești compuși revendicați atît de metalurgie cît și de ceramică oferă o punte de legătură între cele două categorii de materiale, formînd un capitol special al științei materialelor.

În fine, dar nu de mai mică importanță, apariția materialelor compozite ca materiale structurale pentru tehnică a constituit unul din imboldurile majore care au dus la dezvoltarea noii științe interdisciplinare care este astăzi știința materialelor. Într-un sens general, termenul de materiale compozite poate fi aplicat oricărui material care reunește componente structurale sau faze neasociate în mod natural (incluzînd pseudoaliajele și aliajele durificate prin dispersie procesate prin metalurgia pulberilor sau bimetalele obținute prin placare mecanică). Dar sensul concret care face obiectul preocupării științei materialelor pentru materialele compozite este un sens mai restrîns, dar mai semnificativ din punct de vedere ingineresc. În acest sens, termenul de materiale compozite se referă la materialele în care o matrice (polimerică, metalică sau ceramică) este ranforsată cu fibre aliniate, continue sau discontinue (eventual de tip whiskers), materiale în care printr-un adevărat efect de sinergism se reunesc calitățile, dar nu și neajunsurile fazelor asociate. Astfel, spre exemplu, matricea metalică ductilă își sporește rezistența mecanică și rigiditatea pînă la un nivel apropiat de cel al fibrelor dure (din compuși sau din materiale ceramice) fără a moșteni fragilitatea proprie fibrelor, materialul compozit menținîndu-și caracterul tenace specific matricei. Alegerea adecvată a materialelor care se asociază pentru a forma compozitul și asigurarea unui tip de interfață fibră/matrice care să ducă la acest ansamblu de proprietăți reprezintă problema specifică de știința materialelor, pe care nici una din științele diverselor materiale disparate nu și le-a pus. Un compozit reușit cu matrice metalică reunește materiale pentru matrice și fibră cu module deosebite de elasticitate și cu o legătură puternică la interfață, pentru a permite un transfer eficient de sarcină de la matrice la fibre. În schimb, în compozitele cu matrice ceramică rolul fibrelor va fi principial diferit, și anume acela de a asigura compozitului o tenacitate pe care matricea izolată nu o posedă. O legătură slabă la interfața fibră/matrice o va reprezenta în materialele ceramice condiția pentru un compozit reușit. O astfel de interfață permite fibrelor să alunece, fisurile din matrice fiind reflectate la interfață, ceea ce împiedică ruperea fragilă atît în matrice, cît și în fibre. Pe asemenea principii de bază se dezvoltă în știința materialelor idei ingenioase, cum ar fi cea emisă recent, de a proiecta structura unui compozit cu două tipuri de interfețe și două tipuri de componente

de ranforsare-unul puternic legat de matrice, celălalt slab legat. Dacă unul din elementele de ranforsare ia forma unui tub, celălalt element de ranforsare sub formă de fibre se amplasează în cavitatea cilindrică a primului. Se speră să se depășească pe această cale niște cerințe aflate în conflict în proiectarea materialelor compozite, și anume cerința de a mări rezistența la forfecare pe direcția longitudinală și transversală, ceea ce reclamă o legătură puternică la interfața fibre/matrice și cerința de a mări lucrul mecanic consumat pentru propagarea fisurilor, ceea ce reclamă o legătură slabă la interfață.

În această familie largă a materialelor compozite, polimerii organici se bucură de o situație specială datorită greutății specifice mici, rezistenței la coroziune și faptului că în compoziția lor intră numai elemente chimice disponibile. Limitarea lor cea mai serioasă provine din incapacitatea de a suporta temperaturi înalte. Pentru aceste utilizări trebuie să se recurgă la aliaje metalice care, comparativ cu polimerii organici, sînt mai grele, de obicei mai scumpe și mai ales constituite din elemente chimice puțin disponibile, cum sînt majoritatea metalelor. O evoluție se constată și în sensul creșterii temperaturii de serviciu a polimerilor organici. Actualele rășini epoxidice, cu temperatură de serviciu limitată la 130°C, simple sau ranforsate cu fibre aramidice, cu fibre de carbon sau cu fibre de sticlă, răspund unei mari varietăți de aplicații mecanice sau electronice. Un salt în creșterea temperaturilor de serviciu l-a produs apariția noilor rășini sintetice numite bismaleimide, care pot suporta temperaturi ds serviciu de 180°C și chiar de 200°C, sau alți compuși cu temperaturi de serviciu și mai ridicate.

Tendințele în dezvoltarea materialelor noi sînt foarte numeroase și specifice fiecărei categorii de materiale structurale (metalice, organice, ceramice). Se consideră însă că un tur de orizont general ar fi util în plenul sesiunii și ele vor fi schițate în cele ce urmează, pe baza unor exemple semnificative proprii fiecărui domeniu.

Referitor la tendințele și perspectivele în dezvoltarea polimerilor se poate spune că, în comparație cu alte materiale folosite în construcțiile tehnice ca: lemnul, sticla, metalele și aliajele, produsele ceramice, compușii macromoleculari de sinteză au intrat relativ tîrziu în „scena utilizărilor practice".

Dezvoltarea lor a fost spectaculoasă. Datorită unui ansamblu de proprietăți neîntîlnite la alte materiale, polimerii au pătruns într-o mare varietate de domenii de activitate sub formă de mase plastice, elastomeri, fibre sintetice, adezivi sau peliculogene.

Ținînd seamă de evoluția rapidă a acestei noi categorii de materiale, apare firească întrebarea: cum se va dezvolta în viitor producția de polimeri și care va fi structura acestei producții?

O trecere în revistă a evoluției principalelor tipuri de produși macromoleculari prefigurează aceste tendințe.

La început s-au dezvoltat polimerii de bază ca produse de mic tonaj, poliolefine, polistiren, policlorură de vinil, cauciucuri și fibre sintetice. Treptat, pe lîngă aceștia, în producția industrială au apărut tehnopolimerii (polioximetilena, polifenilen oxidul etc.), polimerii cu volum de producție mult mai redus, dar care prin proprietățile lor deosebit de valoroase au devenit indispensabili tehnicii contemporane. În sfîrșit, apariția compozitelor pe bază de compuși macromoleculari, material cu structură complexă și proprietăți superioare, constituie o nouă etapă în știința și tehnologia polimerilor de sinteză.

Din prognozele făcute de diferite institute de specialitate rezultă faptul că ritmurile foarte înalte de creștere vor fi în continuare caracteristice industriei de polimeri sintetici. În evoluția calitativă a producției polimerilor de mare tonaj se prevăd însă anumite schimbări. În această direcție, dezvoltarea se va face în diversificarea seturilor existente prin compoundarea și, în special, prin crearea de materii compozite pe bază de polimeri în combinații cu alte materiale — metal-sticlă-ceramică.

Apariția unor noi polimeri de mare tonaj este puțin probabilă. În acest domeniu, tendințele și eforturile de cercetare sînt îndreptate în special în următoarele direcții:

— obținerea unor polimeri cu structuri care să asigure un ansamblu de proprietăți fizico-mecanice superioare;

— reciclarea ușoară din obiectele uzate și reintroducerea în ciclul de fabricație;

— reducerea consumurilor energetice la sinteza și prelucrarea polimerilor;

— sinteza unor noi clase de stabilizatori care să asigure o protecție superioară împotriva destrucției fotooxidative care se manifestă la majoritatea acestor materiale.

Știința polimerilor s-a dezvoltat în mod continuu. Grație procedeelor actuale de sinteză, astăzi se pot realiza polimeri cu structuri și conformații dorite. Practic, orice compus organic poate fi introdus în sau pe catena unui polimer. Se conturează din ce în ce mai mult tendința de a „proiecta un material" în scopul dorit. Paralel cu metodele de sinteză, s-a dezvoltat fizica polimerilor legată de studiul proprietăților acestora.

Progresele înregistrate în aceste două discipline, chimia de sinteză și fizica polimerilor, au dus la apariția unor noi tipuri de polimeri

de foarte mic tonaj cu proprietăți speciale care au început deja să fie utilizate în tehnică și cărora li se întrevăd perspective extraordinare. Se citează cîteva exemple :

— polimeri cu proprietăți semiconductoare din clasa poliacetilenilor, cu mari perspective de a fi utilizați în electronică sau în domeniul stocării energiei ;

— polimeri cu proprietăți de cristale lichide utilizați deja la stocarea informației ;

— polimeri fotoreactivi, utilizați în microelectronică ;

— polimeri care au în constituția lor fragmente din structurile unor substanțe cu acțiune terapeutică — utilizați cu mare succes în medicină.

Acestea sînt doar cîteva din tendințele evoluției științei și tehnologiei polimerilor.

În privința materialelor ceramice se poate afirma că cercetarea științifică din acest domeniu cunoaște astăzi o dezvoltare puțin obișnuită. Obținerea ceramicilor de înaltă performanță înseamnă adoptarea, încă de la început, a unor procese de sinteză, cu un grad ridicat de precizie. Aceasta impune pornirea de la particule ultrafine și extrem de pure pe bază de : alumină, oxid de titan, carburi, boruri, nitruri și alți compuși chimici sub diferite forme.

Pulberea inițială este tot așa de importantă pentru controlul microstructurii și proprietăților fizice, ca și pentru variabilele care controlează nucleația și creșterea cristalelor. Astfel, se folosesc, pe lîngă tehnicile de tratament ceramic tradițional, multe tratamente ceramice care dau o nouă generație de materiale cu proprietăți previzibile, o anumită fiabilitate în timp și o insensibilitate la mediu. Aceste procedee sînt : presarea izostatică la cald, procedeul solgel, folosirea de compuși organometalici, acoperiri ceramice obținute prin pulverizare în plasmă, implantări prin fascicule ionice, sinteze în plasma în frecvență radio, utilizarea laserilor pentru formarea pulberilor ceramice etc. Una din noile tehnici este tratarea ultrastructurilor, care constă în controlul suprafețelor și interfețelor în timpul primelor etape de formare ca pulberi ultrafine de mărime 50 —1000A° printr-un proces chimic.

Materialele ceramice moderne se prefigurează ca materiale importante în fabricarea numeroaselor piese de automobile, din cauza proprietăților lor valoroase : rezistență mecanică la temperatură înaltă, rezistență bună la șocuri termice și conductivitate termică scăzută. Materialele importante din acest domeniu sînt : nitrura de siliciu, carbura de siliciu și zirconia. Principalele aplicații în mașinile termice cuprind : lagărele, cămașa cilindrului, supapele și pistoanele. Rotcarele din ceramică ale turbocompresoarelor s-au făcut deja apariția în automobilele japoneze și se speră că ele vor fi introduse în cantitate limitată și în cele americane.

Progrese substanțiale au fost făcute în introducerea ceramicilor în motoarele Diesel. Diferitele tipuri de motoare Diesel, în care ceramicile vor avea un rol însemnat, sînt : motorul nerăcit, motorul adiabatic, motorul cu turbină și cu frecare minimă.

În egală măsură, există multe aplicații posibile ale ceramicilor speciale în sistemele energetice moderne. Aceste sisteme includ, de exemplu : turbinele și motoarele pentru producerea electricității, sistemele de generatoare electrice magnetohidrodinamice, reactorii energetici de fusiune nucleară, instalațiile de gazificare a cărbunelui, schimbătoarele de căldură, recuperatoarele, receptoarele de energie solară și celulele cu combustibil solid.

Punerea la punct a tehnologiei de obținere a sculelor de așchiere din ceramică are ca scop reducerea costurilor prin creșterea productivității și duratei de funcționare a sculelor. Materialele utilizate sînt : Al_2O_3/TiO_2, alumina armată cu fibre de carbură de siliciu, nitrura de siliciu și sialonul. Actualmente se înregistrează o cerere crescîndă de scule de așchiere din alumină armată cu fibre de carbură de siliciu (SiC) sau cu zirconie și de scule din nitrură de siliciu (Si_3N_4), la prețuri rezonabile. Pentru ca aceste scule ceramice să poată intra în competiție, fabricanții de carburi au propus scule de carbură de wolfram cu microgranule care au proprietăți mai bune decît sculele ordinare și un preț avantajos. Totuși, aceste scule nu pot rivaliza cu sculele din nitrură de siliciu pentru aplicații la viteză ridicată sau pentru aplicații unde există variații de temperatură.

Ceramicile moderne au pătruns în domenii ca : microfiltre, cuzineți (o mare parte a pieței cuzineților privește, mai ales, automobilul), corpuri de măcinare, căptușeli de mori cu bile, orificii de sablare etc.

În domeniul aerospațial, o importanță crescîndă o reprezintă fabricarea plăcilor pentru sistemul de protecție termică a navetei. Materialul curent pentru această aplicație este reprezentat de o nouă generație de compozite ușoare, armate cu fibre, care a adus o ameliorare semnificativă a stabilității termice și a proprietăților mecanice, menținînd, în același timp, caracteristicile de protecție termică dorite.

În domeniul militar, ceramicile se utilizează pentru construcția cupolelor radar și a ferestrelor de infraroșu ale proiectilelor teleghidate, avioanelor și rachetelor, precum și a scuturilor utilizate în elicoptere contra proiectilelor armelor mici.

Dispozitivele electronice absorb o bună parte din materialele ceramice, pe primul loc situîndu-se condensatoarele din ceramică. De ase-

menea, noile materiale ceramice, prelucrabile ca și metalele, pe bază de vitroceramici, prezintă proprietăți foarte bune de izolare electrică, fiind utilizate în multe dispozitive electronice.

Sfera preocupărilor de obținere a ceramicilor de înaltă performanță include și utilizarea unor materiale oxidice în procesele metalurgice moderne (ca de exemplu în producerea unor aliaje durificate cu dispersie de oxizi) și dezvoltarea unor ramuri relativ noi (cea a materialelor ceramice), utilizate în scopuri biologice. De asemenea, se asistă în ultimii doi ani la o dezvoltare accelerată a cercetărilor în domeniul materialelor ceramice supraconductoare, a căror temperatură de trecere la starea supraconductoare este în continuă creștere.

În privința materialelor metalice un tur de orizont oricît de sumar este aproape imposibil, datorită varietății enorme a aliajelor (3000 de sisteme de aliaje binare, 80 000 de sisteme de aliaje ternare) și volumului uriaș al producției deosebit de diversificate a acestor materiale de bază ale tehnicii actuale. Pentru comparație se va arăta că numai pentru oțel producția mondială actuală este de 700 mil. t/an (peste 100 kg/an pentru fiecare locuitor al planetei) în comparație cu 1 mil. t/an materiale termoplastice organice, producție prevăzută de prognoză să se realizeze după anul 2000.

Pentru aliajele de aluminiu, momentul actual marchează un secol de dezvoltare, de cînd în anul 1986 procedeul Hall-Heroult de electroliză ignee a permis producerea economică pe cale industrială a aluminiului. În ultimii ani cea mai semnificativă tendință este utilizarea litiului ca element de aliere în Al (litiul fiind cel mai ușor metal, elementul cu numărul de ordine 3 în tabelul periodic). Se asistă la intrarea în producție industrială a aliajelor Al—Li (aliajul 2090 cu 3% Cu + 3% Li + + 1% Zr și aliajele din seria 8000 după simbolizarea ASTM) pentru aplicații în construcții aerospațiale. Reducerea de greutate pe care aceste aliaje o permit este de peste 15%, realizată atît prin scăderea densității materialului cu 8% pentru compozițiile acceptate, cît și prin creșterea rigidității construcției ca efect al unui modul de elasticitate al materialului sporit cu 10%. Dintre compozitele cu matrice de Al pentru industria automobilelor și a construcțiilor aeronautice, materialele cele mai noi sînt atît compozitele cu matrice din duraluminiu sau zicral, armate cu particule de carbură de siliciu (SiC), cît și cele armate cu fibre Ø 25 μm de oțel inoxidabil, utilizate de compania japoneză Honda ; reducerile de greutate pe care le permit compozitele din urmă sînt apreciate la 40 %.

Compozitele armate cu carbură de siliciu, prin excelenta lor stabilitate la microfluaj, sînt competitive cu aliajele de Be și cu cele de Ti în construcții pretențioase, ca : aripile de ghidaj ale rachetelor tactice ; pistoanele automobilelor de curse ; discurile compresoarelor turbinelor cu gaze. Metalurgia pulberilor se afirmă prin noile aliaje Al—Fe—Cr produse din pulberi solidificate ultrarapid, avînd ca destinație aplicații pînă la temperaturi de 480° în construcția turbinelor cu gaze. Durificarea prin dispersie este reprezentată de noul aliaj japonez B 10 S pentru tamburii de înregistrare a videocasetelor (un aliaj Al—Si—Cu—Ni—Mg cu o dispersie ultrafină și uniformă a particulelor de Si în microstructură).

În domeniul aliajelor de titan, programele actuale de cercetare vizează îmbunătățiri în privința purității, a rezistenței la coroziune și a proprietăților de temperatură înaltă. În mare actualitate se află titanul ultrapur, rafinat electrolitic, pentru aplicații în industria electronică, deoarece răspunde cerințelor de fiabilitate sporită, de temperaturi mai ridicate de funcționare a dispozitivelor și de vitezele lor mari de lucru impuse computerelor. Deși piața de desfacere este restrînsă ca tonaj, impactul introducerii titanului în electronică este apreciat ca „disproporționat de mare", cu condiția de a oferi un metal mai pur decît permite procedeul convențional Kroll. Pentru această utilizare se prevede asigurarea nu numai a purității chimice, dar și a celei fizice, prin eliminarea din lingou a incluziunilor de oxizi și nitruri de titan prin aplicareea topirii în fascicul de electroni, în cuptoare cu vatră răcită.

Un program vast întreprins la laboratoarele forțelor armate aeriene din S.U.A. urmărește utilizarea tuturor metodelor de aliere și de mecanisme structurale care să permită crearea unor aliaje de Ti cu stabilitate termică pînă la temperaturi de 980°C pentru turbine cu gaze. Una din modalitățile aplicate deja la compania Marko din S.U.A. utilizează solidificarea ultrarapidă pentru producerea aliajelor de Ti pentru temperaturi înalte. Filamentele solidificate ultrarapid sînt produse prin metoda extracției din picătură suspendată și apoi fragmentate și compactizate în piese prin procedee de metalurgia pulberilor. Unele dintre cele mai interesante aliaje produse pe această cale conțin o dispersie ultrafină de 2—4% diborură de titan (TiB_2).

În domeniul aliajelor de Mg ultraușoare sînt prevăzute creșteri considerabile ale volumului aplicațiilor în construcția automobilelor și în construcțiile aerospațiale, ca urmare a dezvoltării unor noi aliaje de mare puritate, cu granulație ultrafină și cu rezistența la coroziune

îmbunătăţită în mod spectaculos. Modalităţile de realizare a acestor performanţe se bazează pe minimizarea raportului Fe : Mn şi a temperaturii de turnare a aliajelor din familia AZ 91, în scopul reducerii la minimum a solubilizării în matricea aliajului a acestor metale grele, pe o decapare îngrijită pentru îndepărtarea contaminanţilor superficiali şi pe o alegere corectă a condiţiilor tratamentului termic de durificare prin precipitate. Noul aliaj AZ 96 E are o rezistenţă la coroziune incomparabil mai mare faţă de cea a aliajului clasic AZ 91 C, rezistînd în mod remarcabil la încercarea în ceaţă salină. Rezultate similare celor din noile aliaje de turnare sînt obţinute şi la aliajele de Mg obţinute din pulberi solidificate ultrarapid şi cu compozitele armate cu particule de oxid de aluminiu, introduse în scopul măririi rezistenţei la uzare.

Pentru cupru şi aliajele de cupru se prefigurează aplicaţii deosebite, bazate pe dezvoltarea unor proprietăţi noi cuplate cu conductivitatea electrică şi termică remarcabilă a acestui metal. Aliajele de cupru pătrund în microelectronică (deşi pare ciudat că acest lucru se întîmplă abia acum), ştiut fiind faptul că mai mult de jumătate din producţia mondială de cupru este consumată de industria electrotehnică. Aliajul 42 (avînd 58% Fe + 42% Ni) folosit actual pentru placa conductoare a circuitelor integrate îşi datorează utilizarea unei rezistenţe mecanice mari şi unui coeficient de dilatare termică mic, dar conductivitatea sa termică şi electrică este extrem de scăzută (mai puţin de 5% din cea a cuprului standard). Noile aliaje propuse în acest scop sînt aliaje complexe Cu—Fe—Mg—P; ele prezintă conductivităţi pînă la 75% din cea a cuprului standard concomitent cu rezistenţe mecanice remarcabile (48—55 daN/mm² limită de curgere). În proiectarea compoziţiei şi structurii acestor noi aliaje au fost selectate numai elemente de aliere durificatoare care să nu fie solubile în cupru, pentru a altera cît mai puţin conductivitatea electrică. Este prevăzută, de asemenea, înlocuirea cu aliaje de cupru şi a altor materiale metalice utilizate în tehnologia de fabricaţie a circuitelor integrate, cum sînt : fibrele de conexiune din aur (cuprul avînd o conductivitate electrică cu 30% mai mare decît cea a aurului) ; metalele refractare Mo şi W utilizate în structuri sandwich dielectrice ; aluminiul ultrapur utilizat pentru conexiunile microscopice ale circuitului integrat (cu marele dezavantaj că Al este susceptibil de electromigrare, pericolul fiind cu atît mai grav cu cît densitatea circuitelor este mai mare).

Aliajele de cupru vor juca un rol important în prelucrarea pieselor din compozite cu matrice din polimeri organici. Filierele şi matriţele actuale din aluminiu sau din grafit vor fi înlocuite prin bronzuri cu Al şi Ni pe măsură ce temperatura de prelucrare a noilor compozite organice de performanţă va fi mai ridicată (între 300 şi 650°C). Pe de altă parte, noi aliaje de cupru cu conductivitate termică şi rezistenţă mecanică la temperaturi înalte sînt studiate la NASA pentru construcţia rachetelor. Astfel, sînt prevăzute aliaje complexe cu Cr, Nb, Zr, produse prin solidificare ultrarapidă în care rezistenţa mecanică la temperaturi înalte este asigurată de o dispersie ultrafină de precipitate de compuşi intermetalici.

Plumbul pentru acumulatori cunoaşte o perioadă de dezvoltare nebănuită datorită pătrunderii sale într-un nou domeniu, acela al energeticii. Sînt în construcţie baterii acide cu plumb de 10 MW şi 50 MW care să înlocuiască turbinele cu gaze destinate acoperirii consumului de energie electrică în perioadele de vîrf. Astfel de baterii se încarcă în cursul nopţii şi servesc la stocarea energiei, dar trebuie ţinut seamă că fiecare megawatt de putere astfel stocat cere pentru construcţia bateriei 175 tone de plumb. Trebuie să se reamintească şi de o revitalizare a utilizării plumbului în arhitectură sub formă de compozite (folie de plumb lipită cu adezivi pe un suport) ; aceste noi materiale asigură rezistenţă la coroziune, izolare fonică şi ecranare contra radiaţiilor.

Din domeniul superaliajelor pe bază de Ni, se va menţiona doar dezvoltarea unor noi aliaje pentru temperaturi înalte şi medii chimice foarte severe. Aceste aliaje dezvoltate în S.U.A. şi Canada au un conţinut ridicat de peste 25% Fe, datorîndu-şi excelenta rezistenţă chimică şi refractaritate unei compoziţii bine echilibrate în Mo (4—6%), în Cu (1—2%), în Cr (23,5%), în Si (0,5%) şi în Nb (0,5%).

Din domeniul vast al aliajelor cu destinaţii speciale se vor aminti cîteva realizări recente remarcabile.

Astfel, compuşii intermetalici par să fie deosebit de promiţători ca materiale pentru temperaturi înalte, cu proprietăţi care se situează între cele ale superaliajelor şi cele ale ceramicilor. Aluminiurei de fier (un aliaj Fe + + 40% Al) studiate în laboratoarele NASA i se acordă o mare atenţie pentru aplicaţiile sale potenţiale în construcţia motoarelor cu reacţie întrucît nu are în compoziţie decît metale comune, în timp ce superaliajele au compoziţia bazată în mod majoritar pe metalele strategice Ni şi Co. Introducînd în aluminiură de fier adaosuri ale unor elemente nestrategice ca Zr, Mo şi B, au fost realizate rezistenţe la fluaj comparabile cu cele ale superaliajelor cu Ni şi Co. Doparea cu bor şi prelucrarea îngrijită prin tehnici de metalurgia pulberilor par esenţiale şi pentru obţinerea unor produse metalice tenace dintr-o altă aluminiură, cea de nichel.

În domeniul compuşilor intermetalici o menţiune deosebită merită evoluţia compuşilor in-

termetalici supraconductori. Deşi calea dezvoltării materialelor metalice supraconductoare pare pentru moment barată de apariţia bruscă a supraconductorilor ceramici din sistemele La — Ba — Cu — O şi Y—Ba—Cu—O, care trec în stare supraconductoare la temperatura azotului lichid, evoluţia supraconductorilor metalici continuă. Solidificarea ultrarapidă pare să fie elementul cheie în această dezvoltare, fie prin producere de aliaje amorfe supraconductoare ductile şi insensibile la acţiunea radiaţiilor nucleare, de interes pentru energetica bazată pe fuziune nucleară, fie prin producerea de aliaje microcristaline cu structuri metastabile Din această ultimă categorie se menţionează cazul compusului supraconductor clasic Nb_3Ge care, obţinut pe cale tradiţională, prezintă o temperatură de trecere la starea supraconductoare $T_c = 6$ K. Prin solidificare ultrarapidă, această temperatură creşte la 23 K ca efect al ordonării structurii şi al extensiei de solubilitate în sensul includerii compoziţiei stoichiometrice. Este o creştere spectaculoasă pentru temperatura T_c obţinută de Bednorz şi Müller, deţinătorii premiului Nobel pentru supraconductivitatea în materiale oxidice (temperatura menţionată în primul lor articol din 1986 asupra sistemului La—Ba—Cu—O a fost de 30 K).

Noile materiale cu performanţe neobişnuite (energii de 26—35 milioane Gauss × Oersted) sînt esenţiale pentru motoarele miniaturale în robotică şi pentru vehiculele de transport electrice. Acestui deziderat îi răspunde o familie de aliaje magnetice dure din sistemul neodimiu-fier-bor. Esenţială în producerea acestor magneţi turnaţi este calitatea atmosferei inerte în care se face încălzirea, calitate asigurată printr-o modelare computerizată.

Exemplele prezentate, deşi limitate ca număr, arată în mod convingător cît de vie este activitatea în domeniul dezvoltării materialelor noi şi cît de largă este aria de cuprindere a ştiinţei materialelor.

REVISTA REVISTELOR

ISIJ International, Japonia, nr. 1, 1989

Comportarea plastică în monocristalul $Ni_3(Al, X)$ — Temperatură, viteză de deformare, orientare şi compoziţie, p. 1 — Condiţii de aglomerare pentru schimbarea formării fazei minerale în aglomeratul de minereu de fier industrial, p. 24 — Influenţa proprietăţilor amestecului de materii prime asupra permeabilităţii stratului în timpul aglomerării, p. 33 — Analiza cu ajutorul modelului matematic a oxidării cocsului la temperatură ridicată, p. 43 — Modelarea matematică şi simularea fluxului de recirculare, precum şi fenomenele de amestecare în metalul lichid agitat cu gaz, p. 49. — Optimizarea conicităţii cilindrului de lucru pentru laminarea benzilor foarte subţiri, p. 58 — Influenţa laminării la rece şi a recoacerii asupra texturii şi anizotropiei plastice a tablei din oţel inoxidabil austenitic cu conţinut de cupru, p. 64 — Efectul Bauschinger şi tensiunea de relaxare în oţelul cu fază dublă, p. 74 — Energia superficială a fazei γ în sistemele ternare Ni—Al—X (X : Cr, Mo şi W), p. 78 — Estimarea şi măsurarea *pH*-ului în medii acide cu temperatură şi presiune ridicate, p. 85. — Desulfurarea la afinarea oţelului în oală prin insuflarea de pulberi la presiuni reduse, p. 92.

ISIJ International, Japonia, nr. 2,1989

Efectul cîmpului magnetic asupra transformării martensitice în aliajele feroase şi oţeluri, p. 97 — Analiza bidimensională a distribuţiei încărcăturii în furnal pe baza teoriei plasticităţii, p. 117 — O analiză cinetică preliminară pentru reacţiile gaz-solid de ordinul 1 cu constante distribuite ale vitezei de reacţie folosind transformarea Laplace, p. 125 — Desulfurarea şi defosforarea simultane ale fontei lichide cu fondanţi $Na_2O—SiO_2$ şi $Na_2O—CaO—SiO_2$, p. 135 — Expresia matematică a distribuţiei fosforului în procesul de elaborare a oţelului prin formalism cuadratic, p. 140 — Amestecarea şi transferul de masă în procesul de afinare în oală, p. 148 — Transformarea martensitică indusă de un cîmp magnetic pulsatoriu într-un aliaj Fe—21Ni—4Mn, p. 154 — Influenţa incluziunilor de TiN asupra tenacităţii la rupere în oţelurile cu rezistenţă foarte înaltă, p. 158 — Efectul fracţiei volumice şi a granulaţiei asupra caracteristicilor de fluaj ale aliajelor de titan α/β, p. 165 — Extinderea aplicării formalismului cuadratic la soluţiile multicomponente diluate, p. 171 — O speculaţie asupra recristalizării dinamice, p.175.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 7, 1989

Reducerea zgomotului prin suprastructura cuptoarelor electrice cu arc, p. 343 — Utilizarea prafurilor preparate, rezultate din procesul de exploatare la convertizoarele TBM ale firmei Thyssen Stahl AG, p. 350 — Insuflarea prafurilor de filtrare în convertizor prin duze de fund, prin exemplul uzinei Georgsmarienhütte, p. 355 — Valorificarea metalurgică a prafurilor şi şlamurilor din industria oţelului, p. 359 — Agitaţia azotului de la fonta brută la oţelul brut din convertizor, p. 367.

Realizări noi și perspective în recuperarea unor metale deficitare din deșeuri și valorificarea lor superioară prin elaborarea de materiale speciale

Prof. dr. ing I. Drăgan,
conf. dr. ing. V. Constantinescu
și dr. ing. R.L. Orban
Institutul Politehnic Cluj-Napoca

CZ : 004.86 : 002.68

Cercetările privind stabilirea unor noi metode de recuperare, sub formă de pulberi, a metalelor din materiale refolosibile au pornit de la limitările metodei de tratament chimic selectiv, stabilită cu mai mulți ani în urmă și aplicată cu succes la recuperarea wolframului, cobaltului și titanului din aliaje dure sinterizate încorporate în plăcuțe așchietoare și filiere scoase din uz a cuprului din ansambluri electrice greu dezmembrabile și table placate. Aceste limitări se datorează îndeosebi dificultăților de separare a metalelor cu potențiale electrochimice apropiate din materiale refolosibile complexe, precum și de imposibilitatea recuperării directe a aliajelor. Separarea metalelor cu potențiale electrochimice apropiate este principial posibilă prin aplicarea metodei rafinării electrolitice. Aceasta nu permite însă și separarea celorlalte metale utile care trec în nămolul anodic. Combinarea ei cu tratamentul chimic selectiv a dus la o metodă electrochimică originală (fig. 1) în care separarea metalelor cu potențiale electrochimice apropiate se realizează, în prima etapă, prin electroliză, fiind urmată de recuperarea celorlalte metale și chiar a unor componente nemetalice utile prin tratament chimic selectiv. Pe baza datelor publicate privind aplicarea metodei electrolitice la fabricarea pulberilor de cupru și a rezultatelor cercetărilor proprii, au fost stabilite criteriile de alegere a electrolitului pentru asigurarea depunerii la catod doar a unuia dintre metalele cu potențiale electrochimice apropiate, concomitent cu trecerea în soluție a celorlalte, precum și a factorilor favorizanți ai unui depozit catodic pulverulent (tab. 1). Sînt create, astfel, premisele obținerii metalelor recuperate prin electroliză direct sub formă de pulbere de înaltă puritate, iar a celor recuperate prin tratament chimic selectiv, sub formă de compuși reductibili, a căror reducere cu hidrogen duce, de asemenea, la pulberi de înaltă puritate (fig. 1).

Considerentele de mai sus au permis concretizarea metodei într-un procedeu, aplicat cu bune rezultate, pentru recuperarea complexă, sub formă de pulberi, a metalelor utile și a celorlalte componente nemetalice din scule diamantate de foraj, scoase din uz. Procesul a fost condus astfel încît să se asigure separarea cuprului de nichel — metale, avînd potențiale electrochimice apropiate, cu depunerea catodică pulverulentă a cuprului și trecerea în soluție a nichelului din care este recuperat ulterior prin precipitare. Concomitent, au fost trecute în suspensie wolframul și staniul sub formă de acid wolframic și respectiv stanic, precum și componentele nemetalice pulverulente conținute : carbura de wolfram și diamantele. Acestea din urmă au fost separate prin sedimentare, iar din suspensie s-au recuperat WO_3 și SnO_2 care, prin reducere cu hidrogen, au dus la obținerea pulberilor de wolfram și respectiv staniu. Pulberile metalice astfel obținute s-au dovedit competitive, atît sub aspectul calității cît și cel al prețului de cost, cu pulberi similare fabricate prin alte metode. Acestea sînt reintroduse în procesul de fabricație al acelorași categorii de scule. Pe lîngă componentele pulverulente, au fost recuperate corpurile din oțel ale sculelor, precum și eventualele plăcuțe sau butoni din aliaje dure sinterizate, încorporate în unele tipuri de scule.

Tabelul 1

Factorii de influență ai tipului de depozit metalic la catod

Factorii de influență	Tipul depozitului	
	aderent	pulverulent
Concentrația în sare a metalului depus	⊕←⊖	
Concentrația în acizi a electrolitului	⊖→⊕	
Viteza de agitare	⊕←⊖	
Densitatea de curent	⊖→⊕	
Temperatura electrolitului	⊕←⊖	
Viscozitatea electrolitului	⊖→⊕	

În ceea ce privește soluționarea problemei de recuperare directă a aliajelor, cercetările au dus la concluzia că aceasta e posibilă numai dacă ele se găsesc în materialul refolosibil sub forma unor amestecuri mecanice cu diverse alte componente separabile prin ardere sau degresare. Întrucît în asemenea amestecuri aliajele

nu se găsesc, de regulă, sub formă pulverulentă, obținerea pulberii e posibilă numai prin dezintegrare mecanică sau pulverizare din fază lichidă. Dacă în cursul procesului de stocare sau chiar al celui de prelucrare pînă la obținerea aliajelor sub formă de pulbere e posibilă o oarecare oxidare a unor componenți, dezintegrarea trebuie completată cu un tratament termochimic final de dezoxidare superficială sau chiar reducere, utilizînd un agent reducător adecvat (în funcție de stabilitatea chimică a oxidului format).

În prima variantă, metoda a fost experimentată la scară de laborator pentru recuperarea fierului cu conținut de 0,02 — 0,25% carbon din șlamuri rezultate în procesele catalitice de fabricare a coloranților, precum și a oțelului RUL din conglomerate de așchii de la prelucrările de finisare și superfinisare a rulmenților. În ambele cazuri, aliajul recuperat s-a găsit în materialul refolosibil sub formă de conglomerate pulverulente ușor dezintegrabile, în amestec mecanic cu diferite materiale organice. Astfel, după îndepărtarea acestora prin ardere, conglomeratele au fost dezintegrate în mori cu știfturi, pulberilor obținute aplicîndu-li-se un tratament de reducere cu hidrogen. Pe baza experienței acumulate, se are în vedere extinderea aplicării metodei, completate, după caz, cu operații de măcinare în condiții criogenice, la recuperarea oțelurilor RUL din toate categoriile de așchii de la prelucrările mecanice, precum și la recuperarea oțelurilor rapide, atît din așchii de la prelucrările mecanice, cît și din țunder de la prelucrarea acestora prin deformare plastică la cald. Pe această cale, se urmărește crearea unei baze de producere a pulberilor, ceea ce va deschide posibilitatea fabricării de piese și scule din aceste oțeluri mediu și înalt aliate prin metalurgia pulberilor, cu toate avantajele cunoscute.

O altă linie strategică adoptată a fost valorificarea superioară a unora dintre pulberile obținute prin recuperarea metalelor din materiale refolosibile. Desigur, însăși recuperarea metalului sub formă de pulbere reprezintă o valorificare a sa superioară, date fiind prețurile mai ridicate ale pulberilor față de cele ale altor categorii de semifabricate. Prin cercetările întreprinse s-a urmărit însă crearea pre-

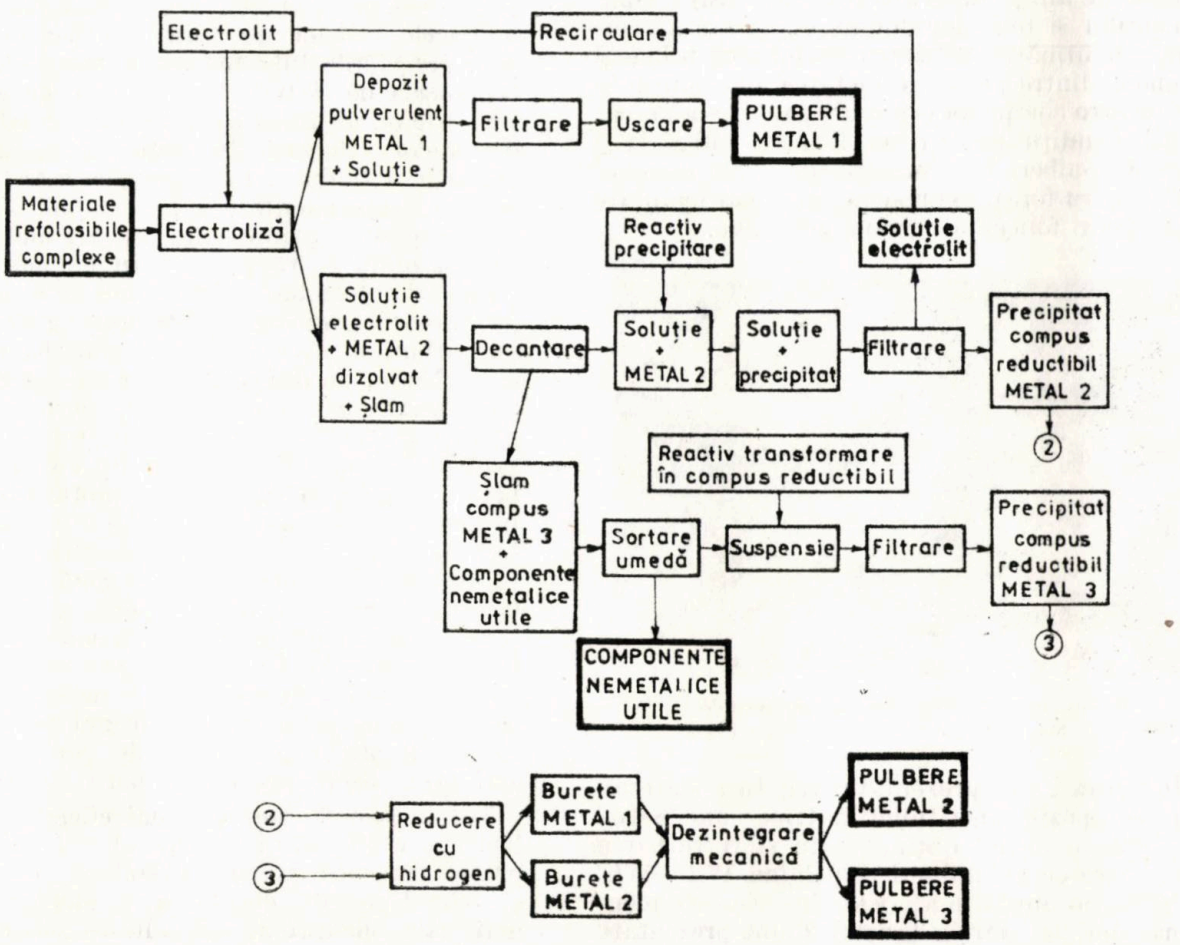


Fig. 1. Schema de principiu a metodei electrochimice de recuperare a metalelor din materiale refolosibile complexe

Tabelul 2

Principalele proprietăți mecanice ale aliajelor liant Cu—Zn—Si și ale materialelor compozite W_2C—WC—Ni—Cu—Zn—Si comparativ cu ale aliajelor liant înlocuite Cu—Sn—Ni și respectiv ale materialelor compozite W_2C—WC—Ni—Cu—Sn

Tipul materialului	Rezistența de rupere, N/mm²			Modulul de elasticitate, $\times 10^5$ N/mm²	Rezilienta, J/cm²	Duritatea, *HRC*, *HRB*	Rezistența la uzare abrazivă, J/mm³
	tracțiune	compresiune	încovoiere				
Liant Cu—Sn—Ni(înlocuit)	250—270	1030—1080	530—560	1,08	22—37	87—91 *HRB*	870
Liant Cu—Zn—Si (nou) tip E	440—460	1020—1080	590—610	1,08	20—23	88—91 *HRB*	920
Liant Cu—Zn—Si (nou) tip F	330—380	1000—1050	590—620	1,04	27—36	93—97 *HRB*	940
Compozite tip WC—W—Ni—Cu—Sn (înlocuit)	—	650—1110	300—520	1,5—2,3	21—25	26—45	3740—6740
Compozite tip WC—W—Ni—Cu—Zn—Si(noi)	—	640—1010	320—590	1,4—2,4	14—28	24—49	4050—7870

miselor tehnologice de utilizare cît mai eficientă a acestor pulberi, realizarea unor materiale sau piese de cea mai înaltă tehnicitate.

Înlocuirea în fabricație a sculelor de foraj a diamantelor naturale prin diamante sintetice — cu stabilitate termică mai redusă — a impus cercetări pentru stabilirea unor noi aliaje-liant, avînd temperaturi de sinterturnare mai joase, care să nu ducă la deprecierea calitativă a acestor categorii de diamante. Pe lîngă stabilirea tipului de aliaje adecvate (Cu—Zn—Si) a componenților și tehnologiilor de elaborare a acestora s-a urmărit utilizarea ca materii prime și a unora dintre pulberile metalice obținute prin recuperare complexă din scule uzate. S-au creat astfel condiții pentru reutilizarea integrală a acestor pulberi în fabricația de scule diamantate pentru foraj, expresie a celei mai înaintate tehnici în forajul de mare adîncime.

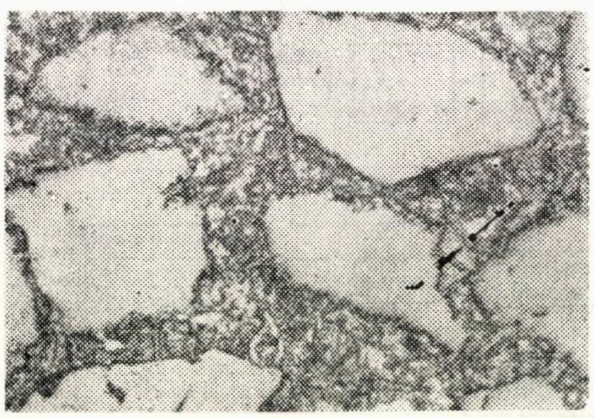


Fig. 2. Microstructura unui material compozit W_2C—WC—Ni—Cu—Zn—Si; 200 : 1

În figura 2 este prezentată structura materialului compozit constituind matricea unei astfel de scule ,material obținut prin sinterturnarea unui amestec de pulberi conținînd W_2C—WC, W și Ni cu unul din aliajele Cu—Zn—Si menționat mai sus, iar în tabelul 2 sînt prezentate principalele sale proprietăți mecanice și de rezistență la uzare abrazivă, comparativ cu cele aferente matricei similare realizate, utilizînd un aliaj liant Cu—Sn—Ni, înlocuit. Se observă competivitatea noilor aliaje liant elaborate.

Pentru valorificarea superioară a pulberii de wolfram elaborate prin tratament chimic selectiv din plăcuțe așchietoare și filiere uzate, pe lîngă utilizarea sa ca atare la fabricarea de contacte electrice sinterizate de mare putere W—Cu, a electrozilor sculă pentru prelucrări prin eroziune electrică, a amestecurilor pentru matricele sculelor de foraj cu diamante ș.a., prin cercetările întreprinse, a fost stabilită și tehnologia de elaborare a carburii de wolfram prin topire, utilizată de asemenea în fabricația diferitelor categorii de scule cu diamante și acoperiri extradure. Pe baza unor cercetări teoretice și experimentale a fost stabilit domeniul de compoziții optime (fig. 3), regimul termic de elaborare și răcire pentru obținerea unor structuri eutectoide care îmbină în mod optim proprietățile ridicate de duritate și tenacitate ale carburii de diwolfram cu rigiditatea carburii de wolfram. În figura 4, *a* și *b* sînt prezentate, comparativ, microstructura și morfologia granulelor pulberii de carbură de wolfram, elaborată prin topire din pulbere de wolfram recuperat și aferente carburii Eurotungstene. Și în acest caz, se remarcă competitivitatea calitativă, dovedită și de microduritatea situată, în funcție de compoziție, între 1785 și 3012 *HV* 0,005/20, precum și de comportarea în exploatare a sculelor de foraj cu diamante în care a fost încorporată. În ceea ce privește eficiența economică, este suficient să se menționeze faptul că prețul pulberii de carbură de wolfram elaborată prin topire este de cca 1,5—2 ori mai mare decît prețul pulberii de wolfram.

Tot în scopul unei cît mai eficiente valorificări a wolframului recuperat, au fost întreprinse cercetări pentru stabilirea compoziției și tehnologiei de elaborare a aliajelor grele, materiale solicitate de dezvoltarea tehnicii aerospațiale, nucleare, a mașinilor unelte de mare precizie ș.a. După cum se cunoaște, acestea

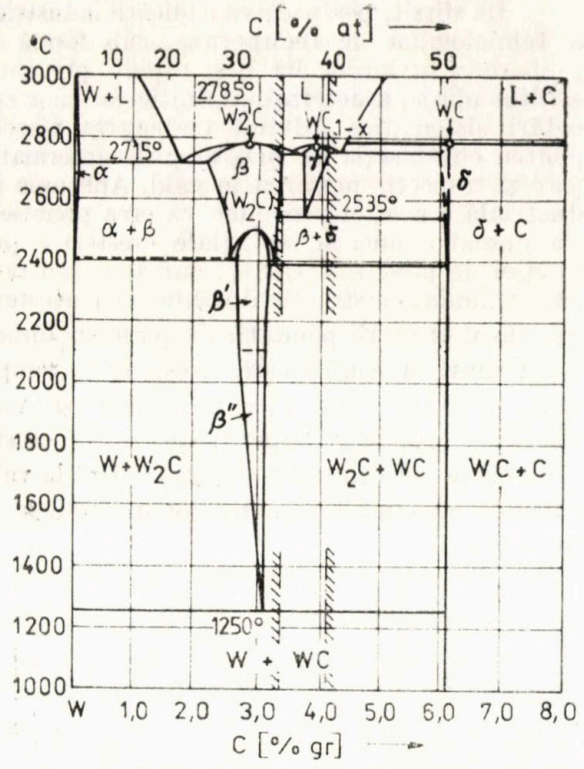
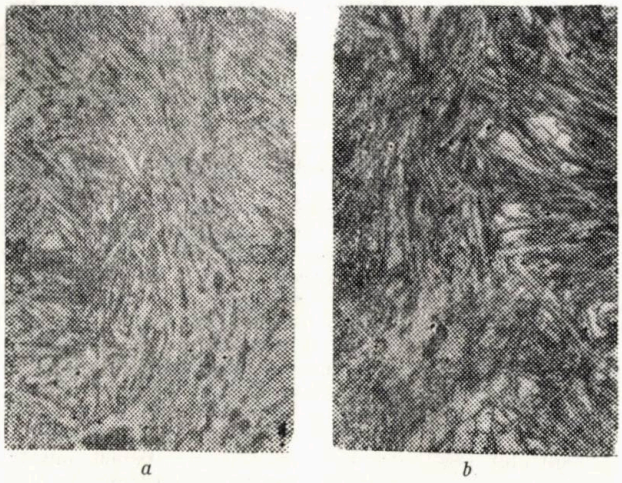


Fig. 3. omeniul de compoziţii optime în sistemul W—C pentru elaborarea carburii de wolfram prin topire



a *b*

Fig. 4. Microstructura pulberilor de carbură de wolfram elaborată prin topire: *a* — I.P.C—N; *b* — Eurotungstene; 400 : 1

întrunesc, pe lîngă o foarte mare densitate, proprietăţi de rezistenţă mecanică deosebit de ridicate. Cercetările întreprinse au dus la stabilirea compoziţiilor optime şi a tehnologiilor de elaborare pentru două tipuri de astfel de aliaje din sistemele W—Ni—Cu şi respectiv W—Ni—Fe [17]. În acestea, elementul de bază, care imprimă densitatea ridicată, este wolframul, iar nichelul cu adaos de cupru şi/sau fier are rolul de a facilita procesul de sinterizare şi de a crea compuşi intermetalici dispersi care duc la proprietăţile mecanice specificate. În figurile 5 şi 6 se prezintă variaţia densităţii şi principalele proprietăţi mecanice ale aliajelor elaborate, în funcţie de conţinutul de nichel şi cupru, respectiv nichel şi fier. Se remarcă atît densităţile superioare valorii de $17 \cdot 10^3$ kg/m^3 cît şi proprietăţile foarte ridicate de rezistenţă şi tenacitate, redate sintetic în tabelul 3. Acestea au creat premisele aplicării, cu bune rezultate, a acestor materiale la construcţia

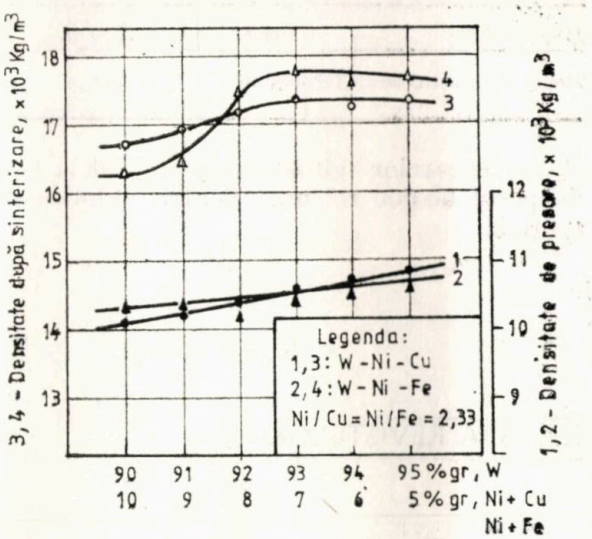


Fig. 5. Variaţia densităţii aliajelor grele W—Ni—Cu şi W—Ni—Fe în funcţie de compoziţie

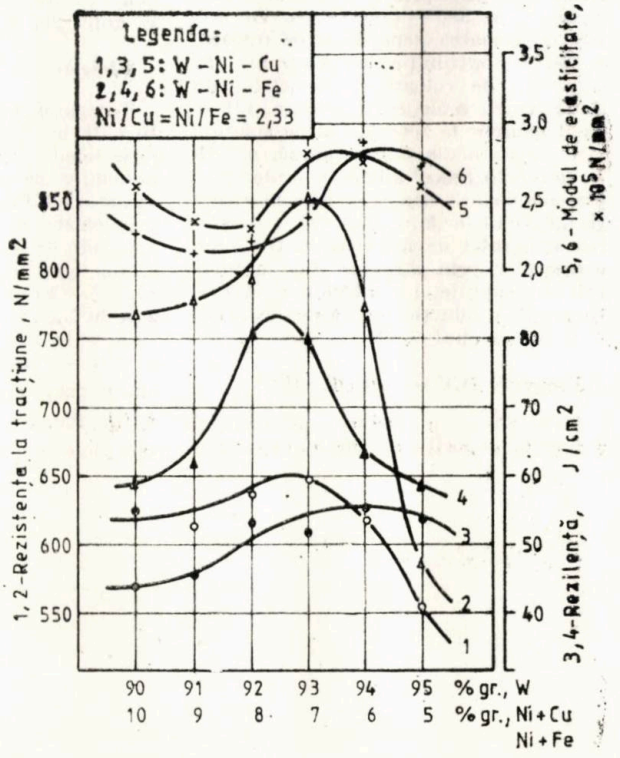


Fig. 6. Variaţia principalelor proprietăţi ale aliajelor grele W—Ni—Cu şi W—Ni—Fe în funcţie de compoziţie

Tabelul 3

Principalele proprietăţi ale aliajelor grele W—Ni—Cu şi W—Ni—Fe, aferente condiţiilor optime de elaborare

Proprietatea	U.M.	Tipul aliajului	
		W-Ni-Cu	W-Ni-Fe
Densitate $\times 10^3$	kg/m^3	17,2—17,5	17,5—17,8
Rezistenţă la tracţiune	N/mm^2	645	855
Alungire normală	%	1,8	10,7
Rezilienţă	J/cm^2	52,5	81,5
Modul de elasticitate $\times 10^5$	N/mm^2	2,8	2,9

stabilizatoarelor giroscopice, lucrînd la turaţii de peste 60 000 rot/min, pentru tehnica aerospaţială.

În sfîrşit, perspectiva aplicării industriale a tehnologiilor de recuperare, sub formă de pulbere, a oţelurilor RUL şi rapide, precum şi a altor aliaje, a determinat iniţierea unor cercetări sistematice privind elaborarea pieselor pentru construcţia de maşini prin sintermatriţare şi respectiv presarea la cald. Aplicarea industrială a acestor procedee va crea premisele, nu numai a unei substanţiale creşteri a producţiei de piese sinterizate, dar şi a unei radicale schimbări a structurii calitative a acestora, în sensul creşterii ponderii de piese cu dimensiuni mari şi configuraţii geometrice complicate, realizate din oţeluri mediu şi înalt aliate şi chiar din superaliaje. Prin aceasta, cercetările vor contribui şi mai eficient la valorificarea superioară a metalelor din resurse refolosibile.

REVISTA REVISTELOR

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 8, 1989

Competitivitatea politicii economice pe plan mondial, p. 387 — Accelerarea formării perlitice prin tratamentul termomecanic, p. 396 — Consideraţii cu privire la formarea depozitelor de ruloare, p. 397 — Contribuţie la asigurarea încărcăturii de ruloare şi pachetelor de tablă pentru vehiculele rutiere, p. 401 — Noul laminor la rece din uzina siderurgică Baoshan din R.P. Chineză, p. 413 — Influenţa fixării microcanelurilor asupra comportării elementelor de construcţie ale profilelor la rece, p. 421 — Creşterea siguranţei de fabricare la trefilarea caroseriilor prin structuri fine optimizate ale suprafeţelor tablelor, p. 427 — Regresul producţiei de automobile al R.F.G., în anul 1988.

Giesserei, R.F.G., nr. 8, 1989

GIFA 89 — Împărţirea pe domenii şi hale de expoziţie ale ofertei expoziţio nale, p. 237 — Dentöcher Giessereiverband (Uniunea turnătorilor din R.F.G.) — obiective şi rezultate pe anul 1988, p. 238 — Oţeluri de calitate superioară pentru construirea formelor sub presiune în anii '90, p. 262.

Giesserei, R.F.G., nr. 9, 1989

Toleranţe dimensionale ale pieselor turnate brute, p. 278 — Exigenţele impuse tehnicii turnării prin utilizarea tehnologiilor de construcţii de maşini cu structură CIM, p. 283 — Principiul şi problemele analizei termice ale unei epruvete de metal de dimensiuni reduse aliate, solidificate în creuzetul de nisip, p. 287 — Prezentarea unei epruvete utilizate în U.R.S.S. în scopul măsurării aptitudinii la fisurare a metalelor uşoare, p. 297 — Contribuţie la controlul presiunii penei din fontă de turnătorie cu grafit lamelar pentru bare rotunde — din piese brute turnate, p. 299 — Sudabilitatea pieselor ferito-austenitce turnate din oţel, p. 301 — Al 56-lea congres mondial asupra turnătoriei, programul temelor de specialitate, p. 305 — Sinteză bibliografică anuală asupra fontei de turnătorie aliate (urmare 26), p. 304.

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 3, 1989

Aplicarea sistemului de program COSIM în domeniul simulării răcirii unei piese pentru autovehicule, turnate în cristalizor, p. 75 — Proprietăţile materialelor din fonta de turnătorie topite în cubiloul KO 2000, fără cocs, încălzit cu gaz. Partea 1, p. 79 — Posibilităţi de reducere a pierderilor de energie în domeniul temperaturii scăzute din turnătorii, p. 83 — Oxidarea şi prelucrarea oxigenului la topiturile de aluminiu — evitarea acestora în timpul mişcării metalelor pentru piese turnate, p. 88 — INTERLITMASCH 1988 — expoziţia internaţională pentru utilaje de turnătorie şi materiale, p. 95.

Conf. dr. ing. Doina Drăgulescu
şi prof. dr. ing. L. Brîndeu
Institutul Politehnic „Traian Vuia"
Timişoara

Consideraţii asupra relaxării structurilor metalice prin deplasarea dislocaţiilor

CZ : 620—186

Solicitările reale ale structurilor sînt procese dinamice în care intervine o stare de stabilizare, identificabilă în material prin tensiuni remanente şi deformaţii corespunzătoare. Un rol esenţial în acest proces de stabilizare a stării de tensiuni le revine defectelor structurale existente, în principal dislocaţiilor, precum şi interacţiunilor dintre acestea.

În general, comportarea unui sistem care tinde să se stabilizeze în timp este descrisă printr-o ecuaţie de stabilizare energetică de forma :

$$\frac{dE}{dt} = -\frac{E - E_0}{t_r} \tag{1}$$

în care : E reprezintă energia sistemului la momentul t ;
E_0 — energia sistemului de stare stabilizată ;
t_r — timpul de stabilizare (de relaxare) a sistemului.

Explicarea deformării metalelor în lumina teoriei dislocaţiilor este cunoscută [1], [2]. În ecuaţia (1) se poate considera energia asociată defectelor de tip dislocaţie :

$$\frac{dE_d}{dt} = -\frac{E_d - E_{d0}}{t_r} \tag{2}$$

Deoarece modificarea energiei defectelor se reflectă direct în modificări ale curbei tensiune-deformaţie, în locul ecuaţiei (2) se utilizează ecuaţia lui Maxwell pentru mediile elastoplastice, scrisă pentru cazul solicitării tangenţiale monoaxiale :

$$\frac{d\tau}{dt} = G\frac{d\gamma}{dt} - \frac{\tau}{t_r} \tag{3}$$

în care :

τ reprezintă tensiunea tangenţială sub acţiunea căreia o dizlocaţie se deplasează în planul său de alunecare ;
γ — deformaţia corespunzătoare tensiunii τ ;
G — modulul de elasticitate transversal al materialului.

Mărimea care influenţează în mod esenţial procesul de stabilizare a stării de tensiune şi, deci, nivelul tensiunilor remanente este t_r.

Timpul de relaxare este cu atît mai lung cu cît energia necesară pentru activarea procesului este mai mare. Deoarece în procesele de deformare intervin nu numai dislocaţiile care sînt defecte atermice ci şi defectele punctiforme a căror mobilitate este mult influenţată de temperatură, timpul de stabilizare t_r va scădea o dată cu creşterea temperaturii T.

Se adoptă astfel pentru t_r o expresie de forma :

$$t_r = t_{r_0} \cdot e^{\frac{Ed}{RT}} \tag{4}$$

în care t_{r_0} ar reprezenta timpul de relaxare a unui material metalic constituit din cristale ideale ($E_d = 0$). Se poate considera cu o foarte bună aproximaţie [2] că t_{r_0} este egal cu perioada T_0 a mişcării de vibraţie termică a atomilor din metalul respectiv.

Expresia (4) prezintă o deficienţă esenţială : nu pune în evidenţă influenţa tensiunilor aplicate unui material metalic real asupra duratei de atingere a stării sale stabilizate. Pentru a putea exprima cantitativ această dependenţă, se consideră energia asociată unei dislocaţii marginale în mişcare [3], a cărei valoare maximă se atinge pentru coordonata X = 0 a miezului acesteia :

$$E_{d\,max} = \frac{Gb^2}{2\pi(1-\nu)} + \frac{Gb^2}{\pi(1-\nu)} \cdot e^{-\frac{2\pi A_0}{b}} \tag{5}$$

Se utilizează în calcule valoarea $E_{d\,max}$ deoarece cu ajutorul acesteia se determină forţa critică Peierls-Nabarro care este capabilă să pună în mişcare o dislocaţie.

Dacă se notează :

$$E_{d_1} = \frac{Gb^2}{2\pi(1-\nu)} \tag{6}$$

relaţia (5) devine :

$$E_{d\,max} = E_{d_1} + 2E_{d_1} \cdot e^{-\frac{2\pi A_0}{b}} \tag{7}$$

Studierea dislocaţiilor marginale în stare de echilibru [4], [6] a arătat că pentru cristale reale, energia asociată unui astfel de defect în echilibru se poate considera de forma :

$$E_{d_0} = \frac{Gb^2}{\pi(1-\nu)} \tag{8}$$

de unde rezultă că: $E_{d_0} = 2E_{d_1}$, iar relația (7) devine:

$$E_{dmax} = E_{d_0} - E_{d_1} + 2E_{d_1} \cdot e^{-\frac{2\pi A_0}{b}} = E_{d_0} - E_{d_1}\left(1 - 2e^{-\frac{2\pi A_0}{b}}\right) = E_{d_0} - E_{d_1}\ th^{\frac{\pi A_0}{b}} \quad (9)$$

S-a stabilit în literatură [5], [6], studiindu-se mișcarea dislocațiilor marginale în planul lor de alunecare, că între valoarea tensiunii τ sub acțiunea căreia se produce mișcarea și semilățimea A_0 a dislocației și mărimea a a constantei rețelei cristaline există o relație de forma:

$$\frac{A_0}{\tau} = \frac{a}{G}(3 - 2\nu) \quad (10)$$

Dacă se notează:

$$\delta = \frac{\pi a}{Gb}(3 - 2\nu) \quad (11)$$

expresia (9) a energiei maxime devine:

$$E_{dmax} = E_{d_0} - E_{d_1} \cdot \text{th} \cdot \delta\tau \quad (12)$$

Se poate astfel scrie o nouă formă a expresiei (4) a timpului de stabilizare a stării de tensiune într-un metal real:

$$t_r = t_{r_0} \cdot e^{\frac{E_{d_0}}{RT} - \frac{E_{d_1}}{RT} th\,\delta\tau} \quad (13)$$

Se notează:

$$\frac{E_{d_0}}{RT} = \alpha \qquad \frac{E_{d_1}}{RT} = \beta \quad (14)$$

cu care expresia (13) devine:

$$t_r = t_{r_0} \cdot e^{\alpha - \beta th \delta\tau} \quad (15)$$

Ecuațiile (3) și (15) permit studierea relaxării materialului considerat prin determinarea legii de variație $\tau = \tau(t)$, în intervalul de timp care urmează după ce acțiunea sarcinilor exterioare s-a epuizat și, deci, deformarea datorită acestora încetează $\left(\frac{d\gamma}{dt} = 0\right)$.

Pentru intervalul de timp precizat, sistemul de ecuații (3) și (15) devine:

$$\frac{d\gamma}{dt} = -\frac{\gamma}{t_r}$$
$$t_r = t_{r_0} \cdot e^{\alpha - \beta th \delta\tau} \quad (16)$$

Drept condiții inițiale pentru integrarea în intervalul de relaxare se iau valorile tensiunii și deformației remanente, adică:

$$\text{la } t = t_0 \quad \gamma = \gamma_{rem} = \gamma_0 \text{ și } \tau = \tau_{rem} = \tau_0 \quad (17)$$

Sistemul (16) se poate restrînge la ecuația diferențială:

$$\frac{d\tau}{dt} = -\frac{\tau \cdot e^{\beta th \delta\tau}}{t_{r_0} \cdot e^{\alpha}} \quad (18)$$

Datorită valorilor foarte mici ale argumentului tangentei hiperbolice, se poate aproxima:

$$th\ \delta\tau \simeq \delta\tau \quad (19)$$

și dacă se notează:

$$t_r^* = t_{r_0} \cdot e^{\alpha} \quad (20)$$

ecuația (18) devine:

$$\frac{d\tau}{dt} = -\frac{\tau \cdot e^{\beta\delta\tau}}{t_r^*} \quad (21)$$

Cu aproximația:

$$e^{\beta\delta\tau} = 1 + \beta\delta\tau \quad (22)$$

ecuația (21) se scrie:

$$\frac{d\tau}{dt} = -\frac{\tau}{t_r^*}(1 + \beta\delta\tau) \quad (23)$$

sau:

$$\frac{d\tau}{\tau(1 + \beta\delta\tau)} = -\frac{1}{t_r^*} \quad (24)$$

care, integrată membru cu membru, duce la următoarea expresie:

$$\int \frac{d\tau}{\tau(1 + \beta\delta\tau)} = -\frac{t}{t_r^*} + C \quad (25)$$

Scriind membrul stîng al ecuației (25) sub forma:

$$\int \frac{1 + \beta\delta\tau - \beta\delta\tau}{\tau(1 + \beta\delta\tau)} d\tau = \int \left(\frac{1}{\tau} - \frac{\beta\delta}{1 + \beta\delta\tau}\right) d\tau$$

rezultă:

$$\ln\tau - \ln(1 + \beta\delta\tau) = -\frac{t}{t_r^*} + C \quad (26)$$

Determinarea constantei de integrare C prin utilizarea condiţiilor iniţiale (17) duce la:

$$C = \ln \frac{\tau_0}{1 + \beta\delta\tau_0} + \frac{t_0}{t_r^*} \tag{27}$$

care se înlocuieşte în (26):

$$\ln \frac{\tau 1 + \beta\delta\tau_0}{\tau_0 1 + \beta\delta\tau} = -\frac{t - t_0}{t_r^*} \tag{28}$$

Astfel, expresia tensiunii τ, ca funcţie de timp în cursul procesului de relaxare considerat, este:

$$\tau = \frac{\tau_0 \cdot e^{-\frac{t-t_0}{t_r^*}}}{1 + \beta\delta\tau_0 (1 - e^{-\frac{t-t_0}{t_r^*}})} \tag{29}$$

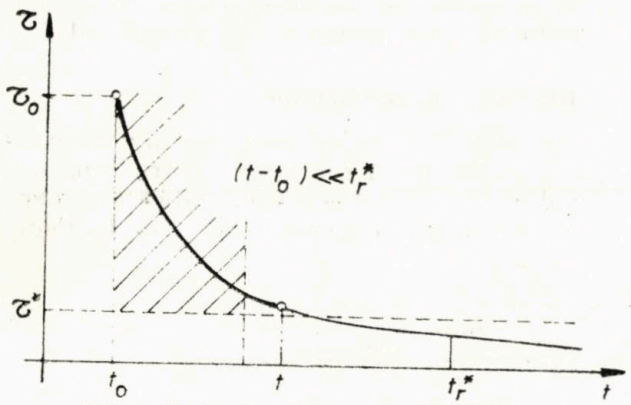


Fig. 1. Curba de relaxare a materialului

Reprezentarea grafică a funcţiei $\tau = \tau(t)$ poartă denumirea de curba de relaxare a materialului (fig. 1). Dacă intervalul de timp studiat se apropie ca mărime de t_r^*, adică:

$$t - t_0 \cong t_r^* \tag{30}$$

expresia (29) a tensiunii devine:

$$\tau^* = \frac{\tau_0}{1 + (e - 1)\beta\delta\tau_0} \tag{31}$$

valoare care are o semnificaţie deosebită: ea reprezintă valoarea tensiunii remanente care se mai înregistrează în material după ce procesul de relaxare s-a epuizat.

BIBLIOGRAFIE

[1] Sestopalov, L. M.: *Deformirovanie metallovi volnî plasticinosti v nih.* Moscova – Leningrad, Izd. Akademii nauk, U.R.S.S., 1958.

[2] Werth, A. Ch, Thomson, M. R.: *Physics of solids.* Mc Graw Hill Book Company, 1970.

[3] Drăgulescu, D., Brîndeu, L.: *Considérations sur equations de mouvement des dislocations en milieux elastiques.* Volumul „Seminarul de mecanică aplicată" Timişoara, Buletin I.P.„T.V." 1987.

[4] Mantea, S. Geru, N. Dulămiţă, T., Rădulescu, M.: *Metalurgie fizică.* Ed. Tehnică, Bucureşti, 1970.

[5] Drăgulescu, D., Brîndeu, L.: *Asupra ecuaţiilor de bază ale deformării metalelor.* Volumul „A XI-a sesiune de comunicări ştiinţifice şi referate", Constanţa, 28–29 mai, 1988.

[6] Kosevici, A. M.: *Dizlocaţii v teorii uprugosti.* Kiev, Naukova Dumka, 1978.

Efectul tratamentelor termice ante şi postsudare asupra proprietăţilor mecanice ale îmbinărilor sudate realizate din bronzul CuAl9Fe5Ni4Mn1

Prof. dr. ing. M. Truşculescu,
dr. ing. L.R. Cucuruz şi dr. ing. V. Budău
Institutul Politehnic
„Traian Vuia" Timişoara

dr. ing. R.D. Paseu ISIM Timişoara

CZ : 621.785 : 621.791.012.5

Aliajul CuAl9Fe5Ni4Mn1 este un bronz de aluminiu complex aliat din familia celor cu structura de echilibru $\alpha + \varkappa$ şi cu compoziţia chimică indicată în tabelul 1.

S-au folosit table din bronz 13 × 100 × × 250 mm, pregătite cu rostul în „X" şi sudate cu electrozi E — Bz8Al. Cercetările preliminare [1], [2] au demonstrat că utilizarea electrozilor E—Bz6 şi CuA16 nu este adecvată, deoarece în îmbinare apar fisuri.

Specific aliajului analizat este conductibilitatea termică ridicată şi, în consecinţă, în procesul de sudare apar tensiuni considerabile care produc fisuri în apropierea cusăturii. Pentru a preîntîmpina fisurarea şi a asigura o bună aderenţă a materialului depus, s-a efectuat sudarea utilizînd şi o preîncălzire la 450°C. Temperatura de 450°C a rezultat din cercetările preliminare ca fiind cea mai favorabilă. Sudarea s-a efectuat manual cu electrozi E—Bz8Al, una-două treceri cu Ø 3,25 mm şi trei-opt treceri cu electrozi de Ø 4 mm, Is = 140±5 A ; Ua = 22± ±2 V ; energia liniară E_L = 8—12 kJ/cm. În timpul sudării, electrodul a fost ţinut aproape perpendicular pe produsul sudat şi, pe lîngă mişcarea de translaţie, i s-au imprimat şi mici oscilaţii transversale. Se precizează că după executarea fiecărei treceri s-au înlăturat prin polizare oxizii, zgura şi stropii depuşi.

Tablele au fost supuse înainte şi/sau după sudare unor tratamente termice (tab. 2).

Din îmbinările sudate s-au fabricat probe de tracţiune M8/Ø 5,64 × 90 (conform STAS 200--75) şi probe de rezilienţă 10 × 10 × 55 cu crestătură în V (conform STAS 7511-81).

Rezultate experimentale

Măsurătorile de duritate au fost efectuate cu o sarcină de 15 g şi, tipic pentru bronzurile de aluminiu complex aliate, indică o dispersie mare a valorilor experimentale (fig. 1). Pentru

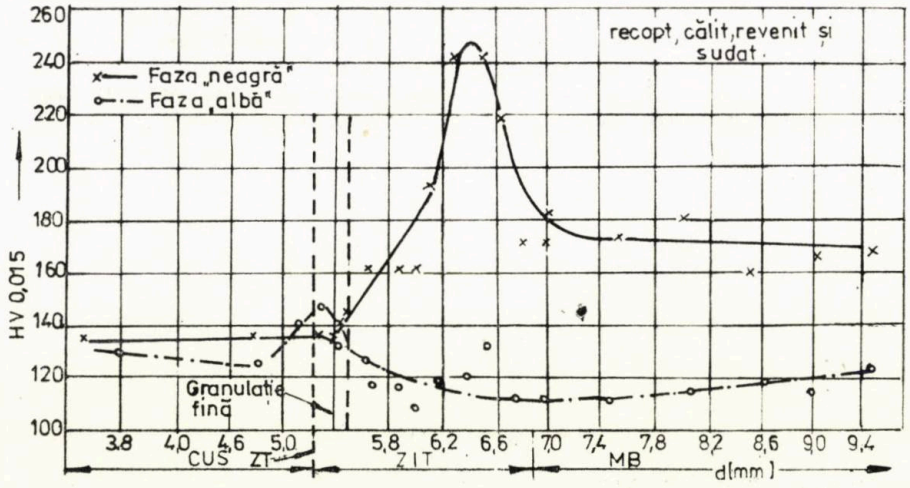


Fig. 1. Variaţia microdurităţii probei tratate termic antesudare prin recoacere, călire şi revenire

Compoziţia chimică a bronzului CuAl9Fe5Ni4Mn1, %

Tabelul 1

Cu	Al	Fe	Ni	Mn	Pb	Zn	P
79,66	9,115	5,247	4,542	1,054	0,075	0,3	0,005

Tabelul 2

Tratamentele termice aplicate îmbinărilor sudate

Numărul de variante	Varianta tehnologică	Simbolizarea variantei	Regimul de tratament		
			T_{inc}, °C	t_{men}, h	mediul de răcire
1	Turnat (netratat)	T+S	—	—	—
2	Detensionat (postsudare)	T+S+D	750	2	cuptor
3	Recoacere+călire+revenire antesudare	Rc+C+R+S	RC 950 C 950 R 600	2 2 1,5	cuptor H_2O+10% %NaCl aer
4	Recoacere antesudare și detensionare postsudare	Rc+S+D	Rc 950 D 750	2 2	cuptor cuptor
5	Recoacere antesudare și călire+revenire postsudare	Rc+S+ C+R	Rc 950 C 950 R 600	2 2 1,5	cuptor H_2O+10% NaCl aer

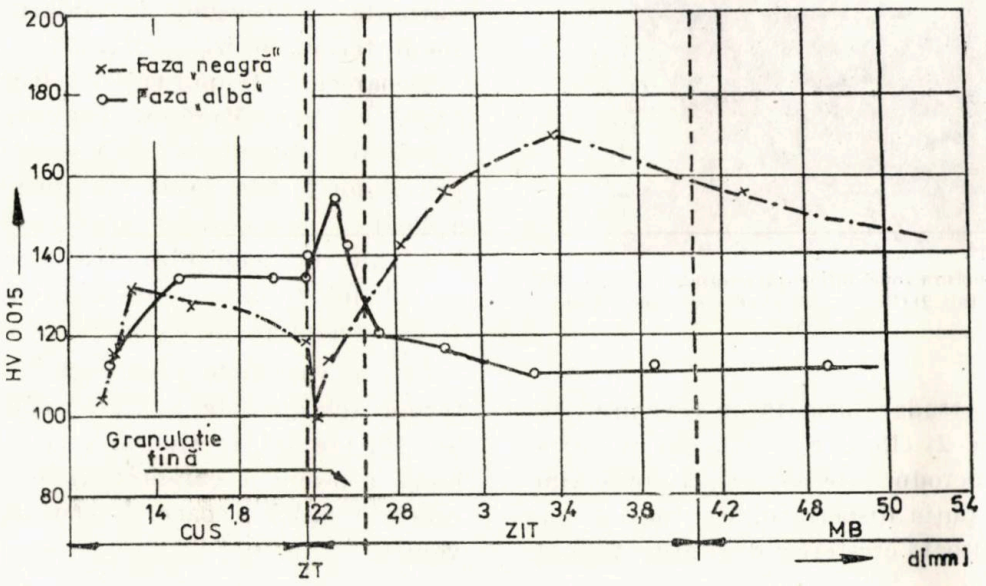


Fig. 2. Variația microdurității probei tratate termic în varianta 4 (tab. 2) (Rc+S+D)

a putea interpreta corect rezultatele s-a efectuat un număr mare de măsurători, a căror rezultate au fost prelucrate statistic.

Măsurătorile de duritate au fost efectuate pe fază „albă" ($\alpha + x''$) sau „neagră" ($\alpha + x$ = amestec mecanic). În cusătură, această delimitare nu este exactă și se referă la zone de soluție solidă α neomogenă și zone de α cu urme de γ_2.

Variația cea mai mare a microdurității a fost înregistrată la varianta tehnologică 3 (Rc + C + R + S), a cărei curbă este redată în figura 1. Alura ei este tipică și pentru variantele tehnologice 1—4 din tabelul 2 și se caracterizează prin următoarele :

— duritatea cusăturii este mică, cca 130 *HV* 0015 ;

— zona de trecere are o duritate mai mare decît CUS ;

— în zona influențată termic, în subzona cu granulație fină, faza albă, α, este mai dură, deoarece a dizolvat faza x'' în timpul încălzirii, iar răcirea rapidă nu a permis decît inițierea fenomenului de precipitare.

Faza neagră, amestecul mecanic, din cusătură este mai moale decît în următoarele subzone. Acest fenomen se manifestă cel mai pregnant în varianta 4 (Rc + S + D) de tratament termic (fig. 2) și mai puțin intens la variantele 1 și 2 din tabelul 2, care nu prezintă o subzonă de granulație fină [1].

A doua subzonă de granulație mare din zona influențată termic se caracterizează prin valori scăzute ale durității cristalelor de $\alpha + x''$, care

sînt mai puțin fine decît cele din metalul de bază, ceea ce pledează pentru desăvîrșirea separării fazei x'' și coalescența acesteia. În schimb, se constată creșterea durității amestecului mecanic, explicată prin modificarea mărimii formei și gradului de dispersie a fazelor constitutive. Cel mai pregnant se manifestă această tendință în varianta 3 (tab. 2) (Rc + + C + R + S) care, în amestecul mecanic, α + + x devine acicular (fig. 3).

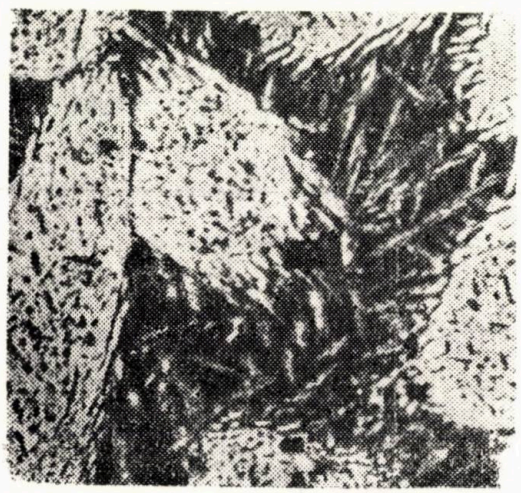


Fig. 3. Microstructura zonei influențată termic în urma aplicării variantei 3 (tab. 2) (Rc+C+R+S) de tratament termic; ×500

Călirea postsudare urmată de revenire (varianta 5, tab. 2) (Rc + S + C + R) modifică curbele de microduritate (fig. 4). Valorile sînt apropiate și puțin dispersate, sesizîndu-se numai în ZT o ușoară creștere a durității. Această alură se explică prin uniformizarea structuri în ZIT și MB în urma tratamentului termic postsudare [1]. Duritatea mai mare în domeniul ZT—ZIT, subzona de granulație fină, se datorează tocmai fineții constituenților structurali.

Rezultatele încercărilor interpretate static (testul Grubbs) sînt prezentate în figura 5. Tipic pentru bronzurile de aluminiu este faptul că au asociate rezistență mare la rupere și limită tehnică de curgere, cu valori ridicate de plasticitate (A_5 Z).

Această comportare se menține și în cazul îmbinării sudate, cu toate că există o mare diferență între compoziția chimică a cusăturii și a metalului de bază, datorită folosirii electrodului E—Bz8Al.

Valorile caracteristicilor mecanice depind de varianta tehnologică de sudare și de tratament termic utilizată (fig. 5).

Deoarece, în timpul ruperii, fisurile s-au propagat atît în cusătură cît și în metalul de bază, rezultatele obținute reflectă și modificarea proprietăților MB în urma tratamentelor termice aplicate. De aceea, se precizează că valorile mari ale rezilienței obținute la variantele 1 și 2 (tabelul 2) sînt o consecință a faptului că fisura s-a propagat exclusiv în cusătură.

Dintre variantele tehnologice de tratament termic aplicate ante- sau postsudarea îmbinărilor din bronzul de aluminiu cercetat, cea mai bună asociere a caracteristicilor mecanice o prezintă ciclul recoacere — sudare — călire-revenire.

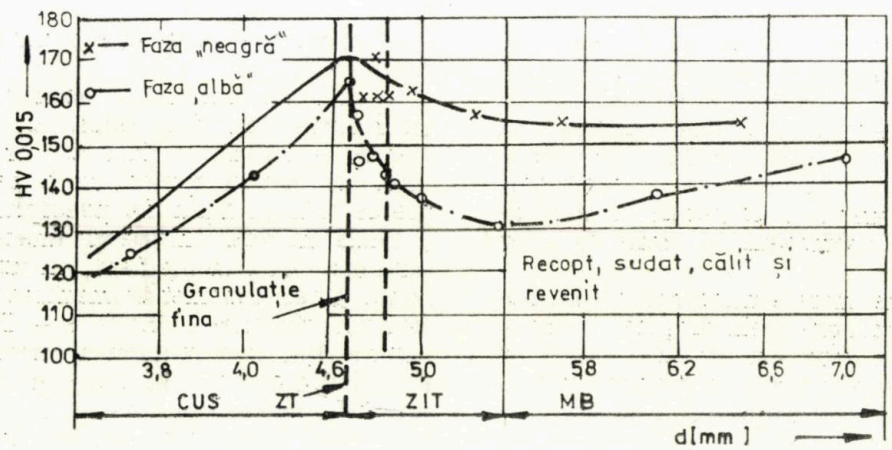


Fig. 4. Variația microdurității probei în starea 5 de tratament termic

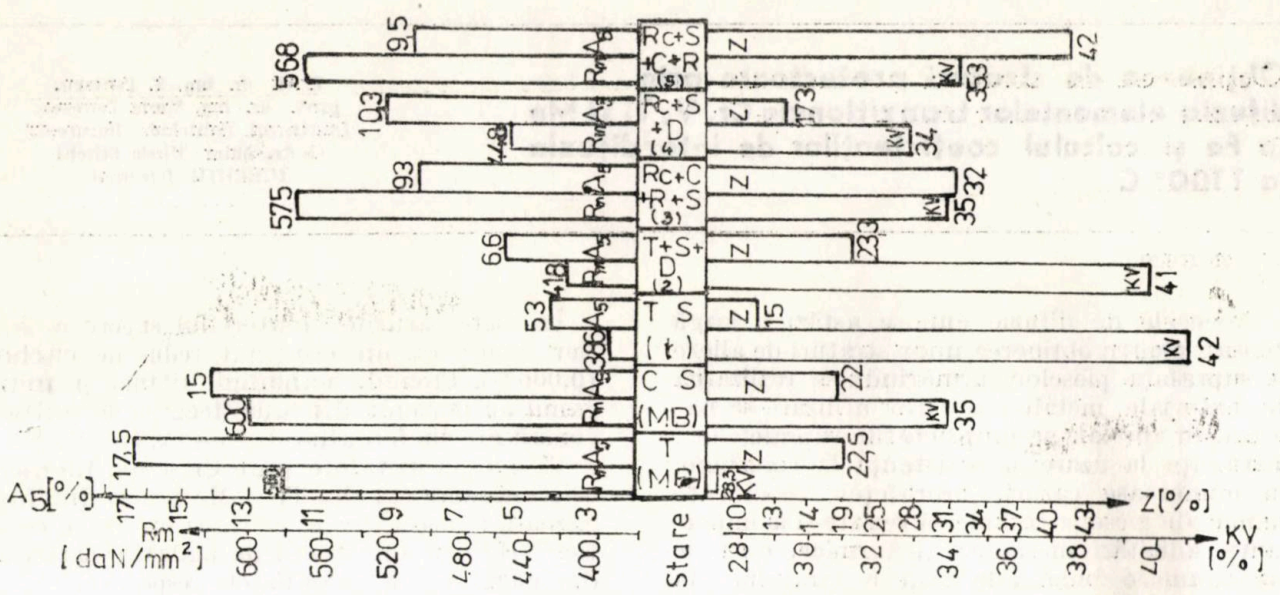


Fig. 5. Proprietățile mecanice ale îmbinărilor sudate

Concluzii

S-a demonstrat în lucrarea [1] că îmbinările sudate tratate termic prin varianta 5 (tab. 2) au cele mai corespunzătoare microstructuri.

Încercările de microduritate, de tracțiune și de rezilienţă au atestat că varianta 5 de tratament termic este într-adevăr avantajoasă îmbinării sudate.

Din analiza datelor obținute în urma încercărilor mecanice (fig. 5) rezultă diverse posibilităţi de a obține anumite asocieri avantajoase ale proprietăților mecanice ale îmbinărilor sudate din CuAl9Fe5Ni4Mn1 cu electrozi E—Bz8Al.

BIBLIOGRAFIE

[1] Cucuruz, L. R., Pascu, R. D. *The Thermocycling of the Welded Joints of the Corrosion Resisting and Abrazive Resisting CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti-Bronze.* International Conference on Welding of Special Nonferrous Metals and Alloys. Proceedings, Zagreb, 1987, p. 87—90.

[2] Budău, V., Cucuruz, L. R. *Aspecte ale comportării la sudare a bronzului CuAl9Fe5Ni4Mn1.* Simpozionul „Studiul metalelor și tratamente termice", Craiova, 1988, p. 74—79.

[3] Truşculescu, M., Cucuruz, L., R., Budău, V. *Efectul tratamentelor termice ante și postsudare asupra structurii îmbinărilor sudate din bronzul de aluminiu CuAl9Fe5Ni4Mn1.* Simpozionul „Studiul metalelor și tratamente termice", Craiova, 1988, p. 86—91.

Obținerea de straturi protectoare prin difuzia elementelor tranziționale Cr, V, Ti și Mn în Fe și calculul coeficienților de interdifuzie la 1100° C

Prof. dr. ing. N. Petrescu,
prof. dr. ing. Maria Petrescu
Institutul Politehnic București
și dr. chim. Mirela Brițchi
ICECHIM București

CZ : 539.219.21

Procesele de difuzie cunosc astăzi o largă folosire pentru obținerea unor straturi de aliere la suprafața pieselor, urmărindu-se realizarea de materiale metalice a căror utilizare se bazează, în special, pe proprietățile suprafețelor : rezistența la uzare și rezistența la coroziune. În numeroase cazuri, suprafețele modificate chimic ale pieselor trebuie să reziste și la importante solicitări mecanice și termice, ceea ce presupune o bună aderență a stratului la corpul piesei, și chiar mai mult, presupune realizarea unei coerențe a rețelei cristaline la interfața dintre strat și materialul de bază.

La problematica largă a alierii metalelor se adaugă astfel o nouă dimensiune, alierea începînd de la suprafața pieselor pe adîncimi reduse, de obicei de ordinul zecilor pînă la cel al sutelor demicroni,bazatăpe cunoașterea și aplicarea legilor difuziei.

Materiale și metode de cercetare

Straturile de difuzie au fost obținute prin metoda metalizării cu difuzie (procedeul împachetării în pulberi). S-au obținut straturi de difuzie în cuplurile binare Fe—Cr, Fe—V, Fe—Ti și Fe—Mn. Condițiile de lucru sînt prezentate în tabelul 1.

În toate cazurile, materialul suport a fost fier Armco cu un conținut redus de carbon (0,006%). Cromul, vanadiul, titanul și manganul au provenit din amestecurile de pulberi constituite din feroaliajele Fe—Cr, Fe—V, Fe—Ti sau din metalele pure Cr și Mn. Elementele difuzante Cr, V, Ti și Mn provin din fază gazoasă formată din cloruri, ca urmare a reacției NH_4Cl cu amestecul de pulberi constituite din metalele sau feroaliajele respective.

Straturile de difuzie au fost studiate prin microscopie optică, microscopie electronică și determinări de microduritate.

Coeficienții de interdifuzie în sistemele binare studiate au fost calculați cu ajutorul a două metode : metoda Boltzmann—Matano și metoda Grube modificată [1]. În ambele metode este necesar să se traseze profilul de concentrație al unui element, în funcție de distanța de penetrare. Concentrația elementelor difuzante a fost determinată cu microsonda electronică prin măsurători de impulsuri ale radiațiilor X caracteristice, atît în proba de difuzie cît și în etaloanele elementelor pure. Concentrațiile relative obținute au fost prelucrate printr-un program de calcul scris în limbaj FORTRAN pentru corecția de număr atomic, corecția de absorbție și corecția de fluorescență.

Tabelul 1

Condițiile experimentale de obținere a straturilor de difuzie

Sistemul studiat	Compoziția amestecurilor de pulberi, % (granulația pulberilor)						Temperatura, °C	Timpul, h
	Cr	Fe—V	Fe—Ti	Fe—Mn	Al_2O_3	NH_4Cl		
Fe—Cr	78 (98% Cr ; <0,12% C) (0,3—0,5mm)	—	—	—	20	2	1 100	10
Fe—V	—	78 (79,9% V ; <0,12% C) (0,3—0,5mm)	—	—	20	2	1 100	10
Fe—Ti	—	—	71 (70,3% Ti) (0,3—0,5mm)	—	27	2	900	5
							1 000	5
							1 100	5 ;7,5 ;10 ; 24
Fe—Mn	—	—	—	50 (100% Mn) (0,3—0,5mm)	48	2	1 100	10

Metodele de calcul al coeficienților de interdifuzie în sisteme binare (metoda Boltzmann—Matano și metoda Grube modificată) au fost descrise detaliat într-o lucrare anterioară [2].

Rezultate obținute

Studiul difuziei în sistemul Fe—Cr. Prin tratamentul de cromizare a fierului Armco (tab. 1) s-au obținut straturi de difuzie cu grosimi mari ($\approx$ 170 μm) și durități cu valori pînă la de două ori duritatea miezului (fig. 1 și 3).

Prin îmbogățirea în crom a suprafeței probei se formează, conform diagramei de echilibru Fe—Cr, soluția solidă α cu rețea cubică cu volum centrat. Scăderea concentrației cromului, indicată de profilul de difuzie din figurile 2 și 4, determină ca la o anumită distanță de la suprafață să fie atinsă limita de solubilitate a cromului în faza α. Începînd de la această grosime a stratului, grosime care crește o dată cu timpul de difuzie, partea interioară a piesei este constituită la 1 100°C din faza γ. Viteza de difuzie în cele două rețele este diferită, iar profilul de penetrație al cromului prezintă o discontinuitate (fig. 2 și 4) care, în cazul acestei lucrări, a fost stabilită la concentrația N_{Cr} = = 0,14 sau 13% în greutate Cr.

Coeficienții de interdifuzie calculați prin metodele Boltzmann—Matano și Grube modificată în faza α, la 1 100°C, variază o dată cu concentrația, dependența fiind reprezentată în figurile 5 și 6.

Studiul difuziei în sistemul Fe—V. Fierul și vanadiul formează la temperaturi înalte un domeniu larg de soluții solide α, structură cristalină cubică cu volum centrat. Între 911 și

Fig. 3. Micrografia optică a stratului cromizat obținut pe fierul Armco la 1 100, timp de 10 ore; mărire ×160

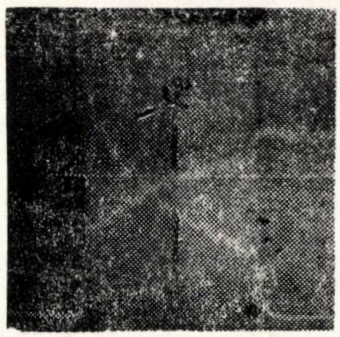


Fig. 4. Micrografia electronică: imagine de compoziție și profilurile variației intensității radiațiilor X caracteristice Cr (K_α) și Fe($K\alpha$); mărire ×150

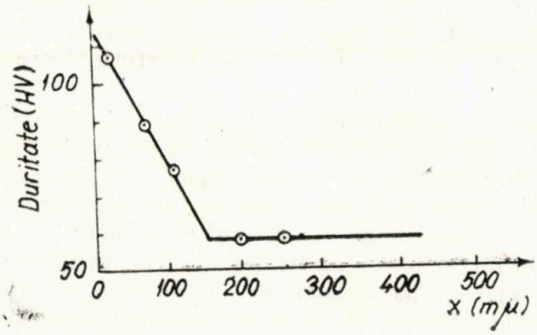


Fig. 1. Variația durității cu distanța de la suprafața de difuzie în stratul cromizat la 1 100°C

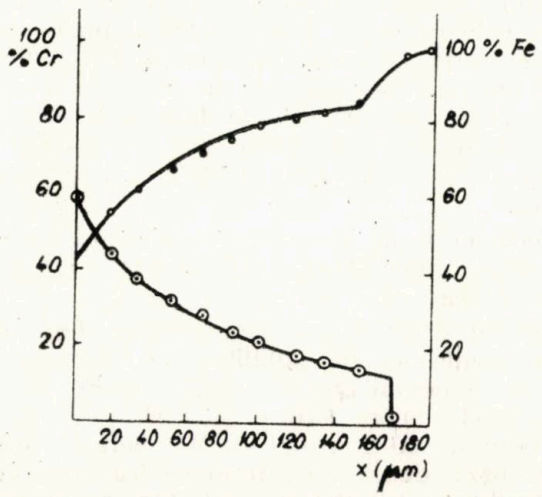


Fig. 2. Variația concentrației de Cr și Fe cu distanța de la suprafață în stratul cromizat la 1 100°C

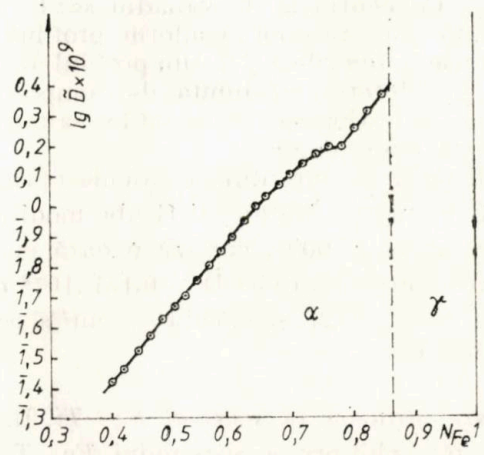


Fig. 5. Variația logaritmului coeficientului de interdifuzie cu concentrația de fier (metoda Boltzmann—Matano, prelucrare pe calculator; $\tilde{D} \rightarrow cm^2/s$)

1 392°C și la concentrații reduse de V, este stabilă faza γ cu structură cubică cu fețe centrate. Limitele domeniului γ variază [3] în funcție de metoda de determinare și de puritatea Fe și V.

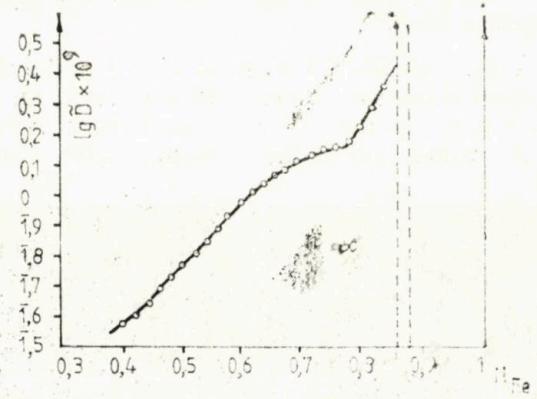


Fig. 6. Variația logaritmului coeficientului de interdifuzie cu concentrația de fier (metoda Grube — modificată, prelucrare pe calculator; $\widetilde{D} \rightarrow cm^2/s$)

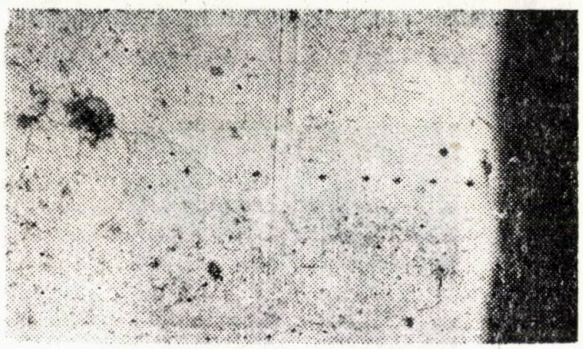


Fig. 7. Micrografia optică a unui strat de difuzie a V în fier Armco, obținut la 1 100°C, timp de 10 ore; mărire × 100

Straturile de difuzie obținute în sistemul Fe—V, în condițiile experimentale din tabelul 1, sînt de tipul soluției solide. Straturile au grosimi mari (370 μm) și durități relativ mici (fig. 7). Concentrația de vanadiu scade de la suprafață spre interior, conform profilului de penetrație în figurile 8 și 9. Din profilul de penetrație s-a determinat limita de compoziție a fazei α, la valoarea $N_V = 0{,}018$ sau 1,64% în greutate de volum.

Coeficienții de interdifuzie calculați prin metoda Boltzmann—Matano și Grube modificată, în faza α, la 1 100°C, variază o dată cu concentrația între limitele $\widetilde{D} = 0{,}151 \cdot 10^{-8}$ cm²/s pentru $N = 0{,}326$ și $0{,}565 \cdot 10^{-2}$ cm²/s pentru $N_V = 0{,}021$.

Studiul difuziei în sistemul Fe—Ti. În diagrama de echilibru a sistemului Fe—Ti sînt prezenți trei compuși: Fe_2Ti, FeTi și $FeTi_2$. Soluția solidă terminală α pe bază de titan este stabilă numai la conținuturi foarte mici de Ti, domeniul ei de stabilitate închizîndu-se sub forma unei bucle ca și în cazul sistemelor Fe—Cr și Fe—V. Domeniul γ are un maxim de stabilitate care, după diferiți autori [4] și [5], este situat între 0,6 și 1,8% de greutate titan.

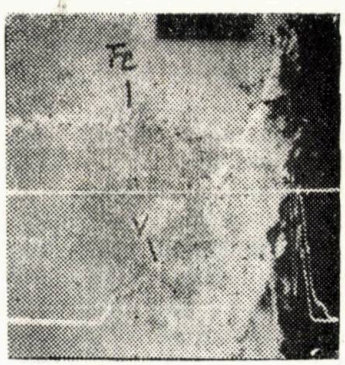


Fig. 8. Micrografia electronică: imaginea de compoziție și profilurile variației intensității radiațiilor X caracteristice (Kα) ale Cr și Fe; mărire × 150, redus foto la 1/2

Straturile de difuzie obținute în condițiile experimentale prezentate în tabelul 1 verifică dependența parabolică atît a grosimii stratului în funcție de timp (fig. 10), cît și cea a creșterii în greutate în funcție de timp (fig. 11).

Straturile de difuzie obținute prin titanizare prezintă două zone. Stratul exterior are un conținut de Ti mult mai mare, conținut care scade brusc la trecerea în stratul interior. Concentrația titanului în stratul interior descrește continuu după o variație tipică a unei soluții solide (fig. 13 și 15). Valorile de microduritate (fig. 14) confirmă caracterul de soluție solidă a zonei interioare. Duritatea zonei exterioare este aproape de patru ori mai mare față de miez.

Din măsurătorile de concentrație efectuate cu microsonda electronică s-a trasat profilul de penetrație al Ti în fierul Armco. La exteriorul probei, concentrația Ti este $N_{Ti} = 0{,}252$. În stratul următor, concentrația Ti scade brusc la o valoare mică ($N_{Ti} = 0{,}061$), după care, concentrația Ti scade lent pînă la $N_{Ti} = 0{,}016$ cînd prezintă un nou salt la $N_{Ti} = 0{,}011$, corespunzător trecerii de la faza α la faza γ. Granița dintre cele două faze s-a stabilit la valoarea $N_{Ti} = 0{,}0138$ (1,186% de greutate titan).

Coeficienții de interdifuzie calculați variază o dată cu concentrația atît în faza α cît și în faza γ (fig. 16).

Studiul difuziei în sistemul Fe—Mn. Conform diagramei de echilibru Fe—Mn [4] și [6], în domeniul aliajelor bogate în Fe, faza γ este stabilă între 910 și 1 390°C, pînă la un conținut de 60% atomi de Mn. Soluția solidă β pe bază de Mn, cu rețea cubică cu volum centrat, este stabilă pînă la 1 150°C, iar la temperatura de 1 100°C are un conținut limită de

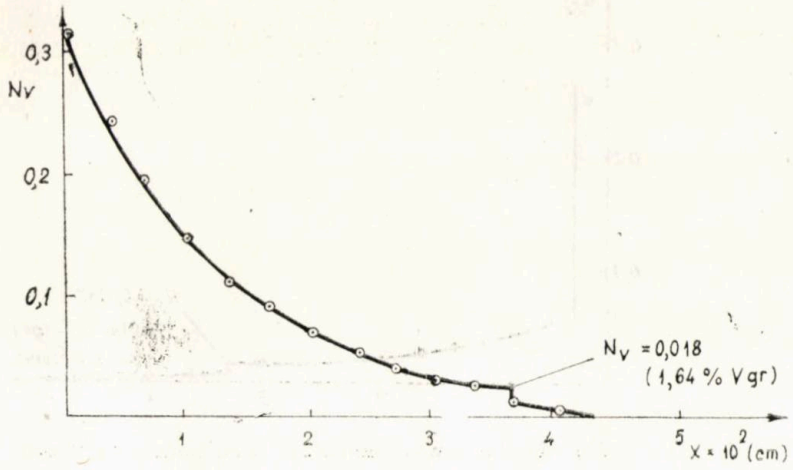


Fig. 9. Variația concentrației vanadiului cu distanța de la suprafață

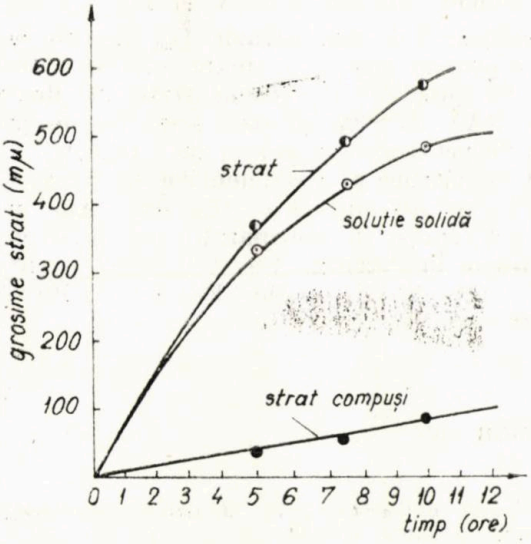


Fig. 10. Variația grosimii stratului de difuzie a Ti în fier Armco la 1 100°C, în funcție de timp

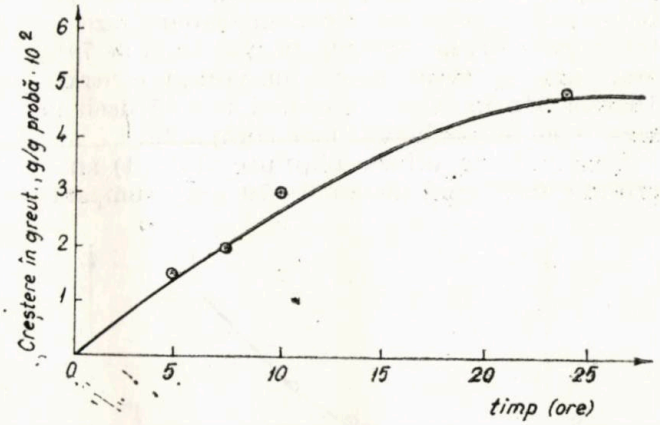


Fig. 11. Variația greutății probei de fier Armco titanizat la 1 100°C, în funcție de timp

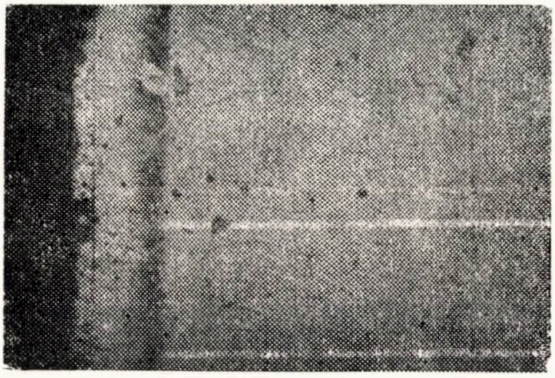
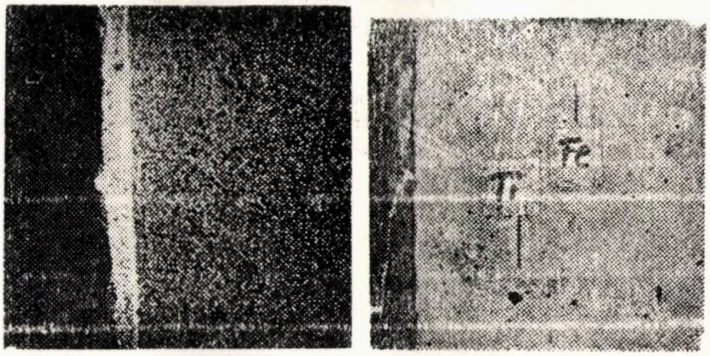


Fig. 12. Micrografia optică a unui strat de difuzie a titanului în fier Armco la 1 100°C (5h); mărire × 70



a *b*

Fig. 13. Micrografiile electronice ale unui strat de difuzie obținute la 1 100°C (5h): *a* — imagine de raze X Ti Kα; *b* — imagine de compoziție împreună cu profilurile intensității radiațiilor X caracteristice Kα ale Ti și Fe; mărire × 150, redus foto la 1/2

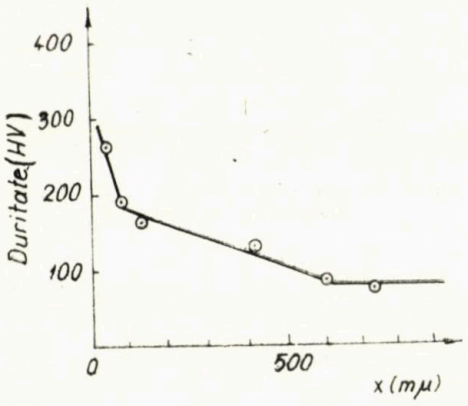


Fig. 14. Variația durității în funcție de distanță în stratul titanizat

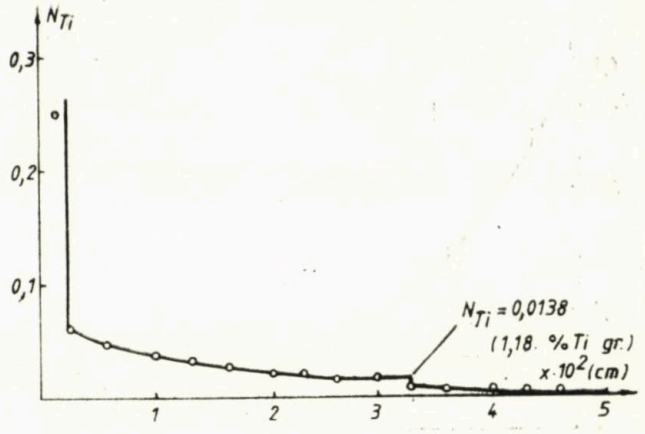


Fig. 15. Variația concentrației Ti cu distanța de difuzie

72% Mn. Prin difuzia Mn în Fe, în cazul în care amestecul de pulberi are un conținut suficient de mare de Mn, la temperatura de 1100°C se formează o restructurare a rețelei, proces care înaintează în timpul difuziei către interiorul probei. Spre interior este prezintă o rețea cubică cu fețe centrate, corespunzătoare fazei γ, iar în exterior, la concentrații mai mari de 70% Mn, faza β (rețea cubică cu volum centrat). Difuzia Mn în faza β este mai rapidă decît în faza γ cu împachetare mai compactă.

Straturile de difuzie obținute (tab. 1) au o grosime mult mai mică (50—70 μm) comparativ cu straturile obținute în aceleași condiții în sistemele Fe—Cr, Fe—V și Fe—Ti.

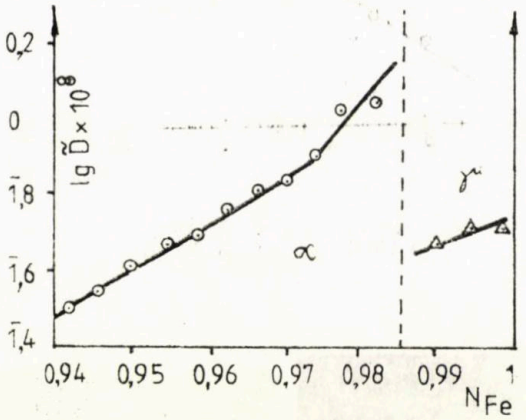


Fig. 16. Variația logaritmului coeficientului de interdifuzie cu concentrația de fier (coeficienți calculați prin metoda B—M ; D→cm²/s)

Coeficienții de interdifuzie $\tilde{D}_{Mn}$ au fost calculați prin metoda Boltzmann—Matano, folosind un program de calcul scris în limbaj FORTRAN elaborat pentru acest tip de profiluri de penetrație cu punct de inflexiune. Ordinul de mărime al coeficienților de difuzie la 1 100°C în sistemul Fe—Mn este mai mic ($\sim 10^{-10}$ cm²/s) în comparație cu coeficienții de difuzie în sistemul Fe—Cr ($\sim 10^{-9}$ cm²/s) și cu cei din sistemele Fe—V și Fe—Ti ($\sim 10^{-8}$ cm²/s).

BIBLIOGRAFIE

[1] Giles, F. Carter. În: J. Less-Common Metals, Anglia, 37, 1974, p. 189.

[2] Petrescu, N., Petrescu, Maria, Brițchi, Mirela: *Diffusion of Vanadium in Iron in Surface Coatings and Calculation of Diffusion Coefficients*, În: Revue Roumaine de Chimie, R.S.R., 1989.

[3] Spencer, P. J. și Putland, F. H., J. of Iron and Steel Inst., Anglia, aprilie, 1973, p. 293.

[4] Müller, H. În: H.T.M., Haerterei-Tech., R.F.G., Mitt, 28, Nov, 247—259, 1973.

[5] Müller, H., H.T.M., Haerterei-Tech. Mitt, R.F.G., 30 (5), 293—7, 1975.

[6] Huang, Weiming. În: Calphad, Suedia, vol. 11, nr. 2, p. 183—86, 1987.

Dr. ing. M. Ieneiu, dr. ing. P. Moldovan,
dr. ing. N. Panait, ing. Lidia Cristea
Institutul Politehnic București
și ing. G. Biro
I.M.M.N. Copșa Mică

Materiale metalice de puritate ridicată pe bază de aluminiu, obținute prin tratare complexă în stare lichidă

CZ : 669.018 : 669.71

Lucrarea are în vedere cercetarea condițiilor de rafinare prin tratare complexă în stare lichidă prin metode fizice și fizico-chimice : filtrare prin filtre inerte și active; degazare în vid. O importanță deosebită s-a acordat clarificării mecanismului de rafinare, limitei până la care trebuie eliminate incluziunile nemetalice și intermetalice, procesului de eliminare a impurităților metalice solubile sau de neutralizare a lor (Na, Ca), precum și oportunității combinării metodelor de rafinare-degazare [1].

Tehnica de cercetare experimentală

S-a efectuat un studiu experimental al proceselor de rafinare-degazare în aliaje binare și ternare, în vederea obținerii unor materiale pe bază de aluminiu cu caracteristici superioare. În tabelul 1 se prezintă conținuturile maxime admisibile de incluziuni metalice, gazoase și nemetalice în aliajele deformabile pe bază de aluminiu, elaborate și tratate în stare lichidă pe fază de laborator.

Aliajele au fost elaborate din metale pure și prealiaje, utilizîndu-se un flux de protecție cu 45% $NaCl$, 45% KCl și 10% NaF.

Elaborarea aliajelor s-a realizat într-un cuptor electric cu rezistoare de silită, în creuzete din alumină sinterizate. Aliajele au fost turnate sub formă de bare cu diametrul de 30 mm, fiind supuse strunjirii, decapării cu o soluție de NaOH 10%, spălării cu alcool și uscării în etuvă.

Probele au fost tratate în stare lichidă, în vederea rafinării în trei tipuri de instalații : instalație de filtrare — degazare cu filtre inerte ; instalație complexă de filtrare cu filtre active ; instalație de degazare statică în vid.

Instalația de filtrare-degazare cu filtre inerte este prezentată în figura 1.

Unitatea propriu-zisă de topire-filtrare-degazare cuprinde un corp central, un creuzet, o casetă filtru pentru aer, rezistoare pentru încălzire, un mecanism de obturare a orificiului de evacuare al aliajului lichid și un jgheab pentru evacuarea topiturii. Corpul central al

Tabelul 1

Caracteristicile materialelor metalice pe bază de aluminiu de puritate avansată

Marca aliajului	Compoziția chimică, %	Conținutul maxim de impurități și incluziuni		Incluziuni nemetalice	
		impurități metalice (Na), ppm	impurități gazoase (H), $Ncm^3/100g$	fracție volumică, cm^3/cm^3	dimensiunea, μm
2 024	Cu : 4,5 ; Mg : 1,4 ; Mn : 0,6 ; Al : 93,5 ; Zn : — ; Fe : 0,03 ; Cr : 0,03 ; Ti : 0,03 ; Zr : 0,03.	5	0,11	0,002	20
D 16	Cu : 3,8 ; Mg : 1,36 ; Mn : 0,6 ; Zn : 0,12 ; Cr : 0,1 ; Ti : 0,04 Zr : 0,12 ;Fe : 0,3 ; Si : 0,25 ; rest Al	5—6	0,11	0,002—0,004	20—30
V 95	Cu : 1,7 ; Fe : 0,5 ; Si : 0,5 ; Mn : 0,4 ; Mg : 2,3 ; Zn : 6 ; Cr : 0,18 ; rest Al	3—5	0,12	0,002	20
AlMg5	Mg : 5,1 ; Mn : 0,27 ; Pb : 0,05 ; Si : 0,5 ; Cu : 0,1 ; Zn :0,2 ; Sn : 0,05 ; Ti : 0,05 ; rest Al	5	0,11	0,005	40
AlMg5S	Cu : 0,01 ; Si : 0,21 ; Mg : 5,12 ; Cr : 0,086 ; Fe : 0,26 ; Mn : 0,26 ; Zn : 0,02 ; Ti : 0,093 ; rest Al	10—12	0,11—0,12	0,05	40
AlMg3	Mg : 3,1 ; Si : 0,5 ; Cu : 0,05 ; Mn : 0,25 ; Zn : 0,2 ; Fe : 0,5 ; Ti : 0,2 ; Cu : 0,3 ; rest Al	5	0,11	0,004	40
		5	0, 11	0,004	30

instalației și creuzetul au fost executate din oțel refractar. Caseta filtrului de aer este concepută pentru a se monta în ea un filtru inert care are drept scop reținerea particulelor nemetalice sau intermetalice care, accidental, riscă să fie absorbite în pompa de vid în timpul vidării zonei de menținere a aliajului (unde se execută și degazarea cu ajutorul vidului). Ca filtru de aer se folosește o lamă de grafit poros de grosime aproximativ 2 mm, care împiedică pătrunderea particulelor solide în corpul pompei de vid.

Fluxul utilizat pentru filtrare nu trebuie să conțină sodiu, pentru a se împiedica impurificarea suplimentară a aliajelor cu acest element. Fluxurile utilizate conțin cloruri și fluoruri de tipul : $MgCl_2$, KCl, MgF_2 [3].

Instalația de degazare statică în vid a fost concepută și realizată pentru experimentări de laborator, avînd capacitatea maximă de 0,5 Kg aliaj de aluminiu. S-a acordat o atenție deosebită etanșării perfecte a camerei de vid pentru a nu se produce aspirația aerului din interior.

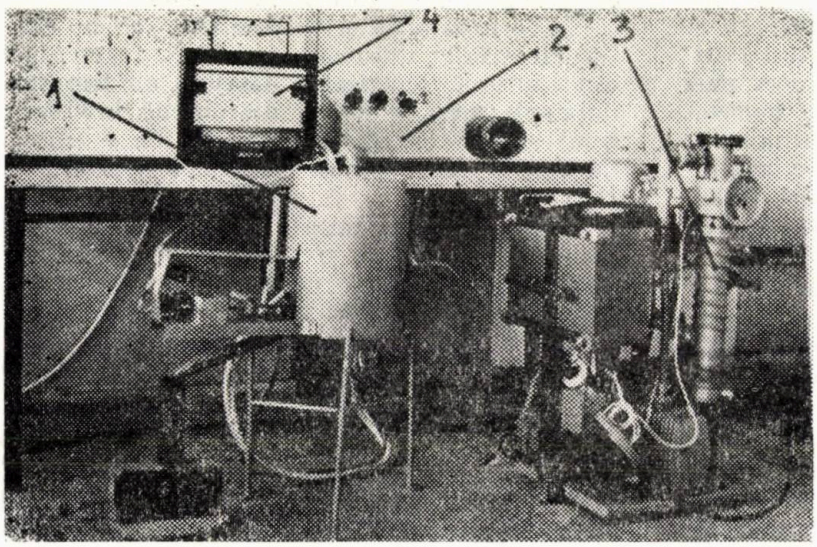


Fig. 1. Instalația de filtrare — degazare cu filtre inerte :
1 — unitate propriu-zisă de topire-filtrare-degazare ; *2* — panou de comandă ; *3* — agregat de vid ; *4* — sistem de înregistrare și măsurare a temperaturii

Filtrele utilizate sînt din materiale de tip grafit, carbură de siliciu, alumină, cocs de petrol etc., de compoziții și caracteristici diferite [2].

Instalația de filtrare-degazare complexă cu filtre active cuprinde un cuptor de elaborare cu o capacitate de 10 Kg, de putere maximă de 1 400 W, corespunzînd unui curent maxim admis de 20 A. Din cuptorul de elaborare, aliajul este dirijat printr-un jgheab în cuptorul de filtrare.

Aliajul filtrat este trecut din cuptorul de filtrare în cuptorul instalației de turnare, de unde se toarnă într-un cristalizor de cupru sub formă de bare. Instalația este prevăzută cu două panouri de comandă : un panou de comandă aferent cuptorului de elaborare și unității de filtrare permițînd reglarea parametrilor electrici ai celor două cuptoare, a temperaturii de regim, a sensului și vitezei de basculare a cuptorului de elaborare. Panoul al doilea comandă instalația de turnare semicontinuă a barelor de aliaje. Panoul permite reglarea și controlul temperaturii și a parametrilor electrici ai cuptorului de turnare. Unitatea de filtrare are în componență o placă de bază, o sită și un tub din material refractar. Aceasta se umple în interior cu materialul filtrant.

Creuzetele utilizate au fost din alumină sinterizată pentru a se evita interacțiunea aliajului cu materialul creuzetului. Răcirea cu apă a capacului camerei de vid asigură reținerea condensului de magneziu și zinc din aliajele care conțin aceste elemente de aliere. Măsurarea și reglarea automată a temperaturii s-au realizat cu ajutorul unui termocuplu Pt—Pt. Rh 10 și al unui sistem de reglare automată SRA-1. Principalii parametri de lucru au fost temperatura și presiunea remanentă a gazelor din sistem ; acestea s-au ales în funcție de tensiunile de vapori ai magneziului și zincului la temperatura de lucru și de temperaturile de topire ale aliajelor.

După extragerea aerului din sistem cu ajutorul pompei de vid, camera de lucru s-a umplut cu argon pur. Durata de tratare în vid a fost cuprinsă între 10 și 15 min, iar temperaturile de lucru au fost de 720°C pentru ailajele Al—Mg și de 680°C pentru aliajele Al—Zn.

Tratarea complexă a aliajelor de aluminiu deformabile s-a efectuat în două variante : filtrare prin filtre active urmată de degazare statică în vid ; filtrare prin filtre inerte urmată de degazare statică în vid.

Rezultate experimentale. Discuţia rezultatelor

Eficienţa filtrării a fost determinată pe baza relaţiei următoare [4], [5]:

$$\eta = \frac{C_i - C_0}{C_i} = 1 - \exp\left(-\frac{K_0 L}{U_m}\right) \quad (1)$$

în care:

C_0 şi C_i sînt concentraţiile incluziunilor nemetalice solide în aliajul filtrat, respectiv în aliajul impur;
K_0 — parametrul cinetic;
L — lungimea totală a stratului filtrant;
U_m — viteza de curgere a aliajului lichid prin filtru.

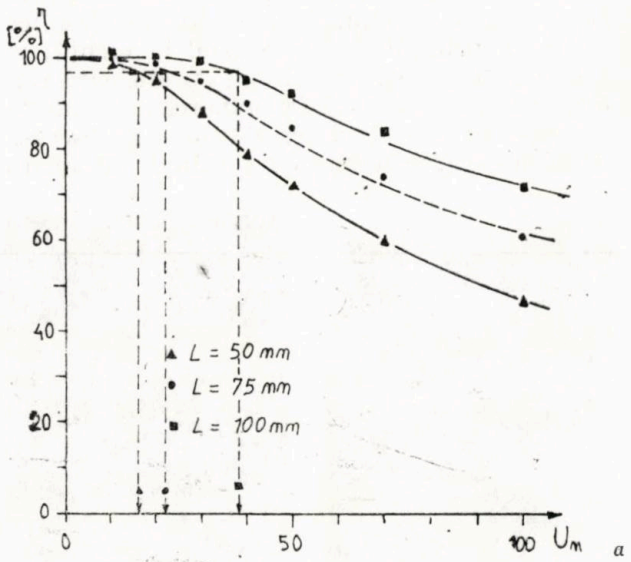
S-a constatat că eficienţa filtrării creşte pe măsura scăderii vitezei de filtrare U_m (fig. 2, *a*). Creşterea grosimii stratului filtrant duce la mărirea eficienţei procesului de filtrare (fig. 2, *b*).

De asemenea, se constată că gradul de eliminare a sodiului se măreşte pe măsura creşterii grosimii stratului filtrant (fig. 2, *c*), ajungîndu-se la o limită de 5—10 p p m, admisibilă în aeronautică.

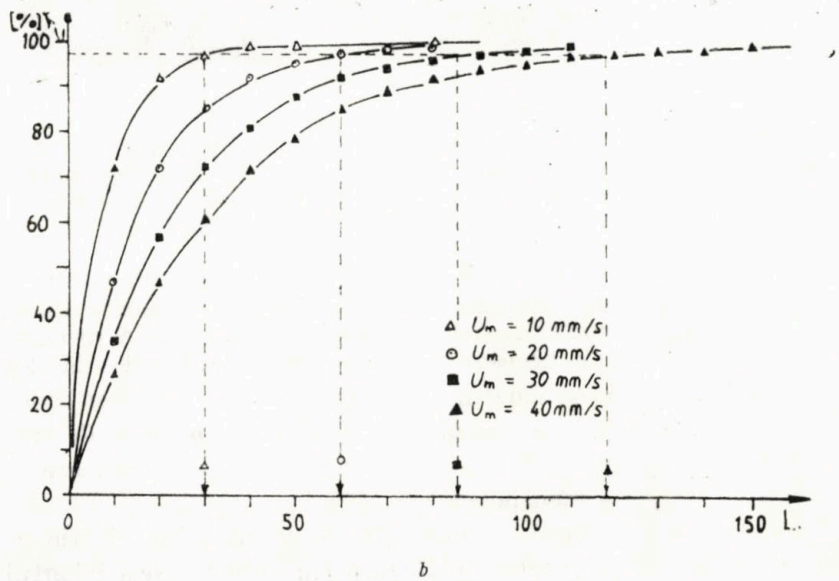
Natriul provine, în special, din aluminiu primar, obţinut prin electroliză în săruri topite, care conţine 0,014—0,005% Na. De asemenea, sodiul poate proveni din interacţiunea aliajelor lichide cu fluxurile de rafinare şi modificare care conţine NaF.

Din analizele metalografice efectuate s-a constatat că, în aliajele cu conţinut de magneziu, principalele incluziuni nemetalice solide sînt: alumina (Al_2O_3), oxidul de magneziu (MgO) şi compusul oxidic Al_2MgO_4 (fig. 3).

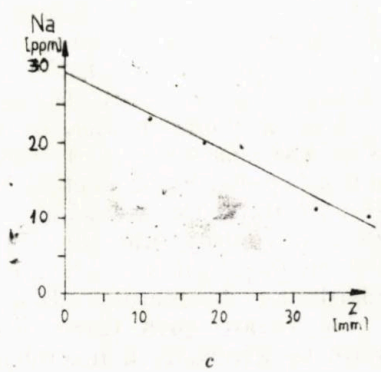
Dimensiunile incluziunilor nemetalice indică atît existenţa macroincluziunilor (cu d > 30 μm) cît şi a microincluziunilor (cu d < 30 μm).



a



b



c

Fig. 2. *a* — Variaţia eficienţei filtrării în funcţie de viteza de curgere a aliajului pentru diferite grosimi ale filtrului; *b* — eficienţa filtrării în funcţie de grosimea stratului filtrant pentru diferite viteze de curgere ale aliajului; *c* — variaţia conţinutului de sodiu cu grosimea filtrului activ

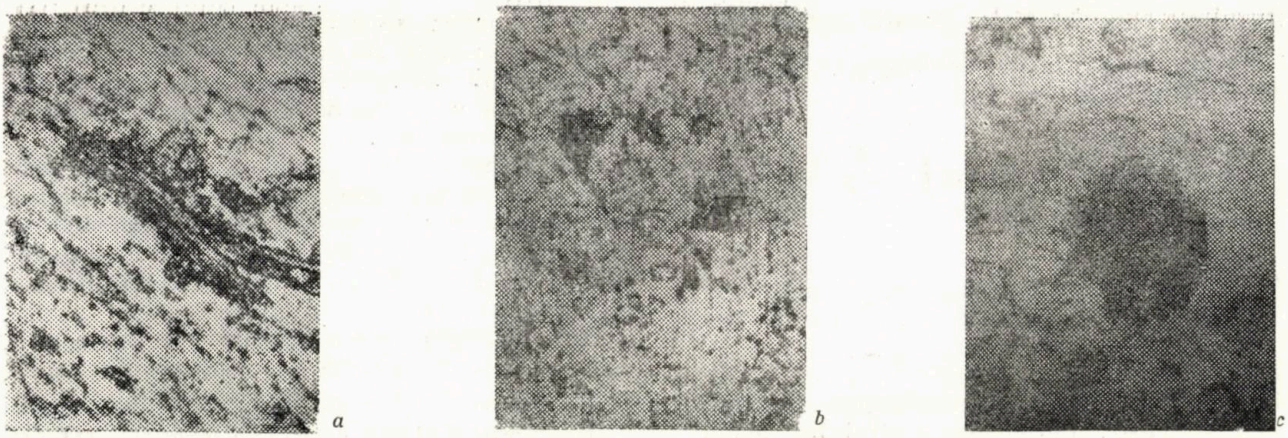


Fig. 3. Incluziunile nemetalice solide de Al_2O_3 (*a*), MgO (*b*) şi Al_2MgO_4 (*c*) în aliajele 2 024 nefiltrate prin filtre inerte; mărire 250 ×; atac: HF 0,5%

Determinarea hidrogenului în probele nefiltrate s-a efectuat prin metoda Straube—Pfeiffer, care constă în extracţia cu ajutorul vidului a gazelor din proba lichidă la o presiune remanentă de 2 — 5 torr şi o durată de 15 — —30 min); probele au fost supuse determinării porozităţii, stabilindu-se apoi corelaţia (liniară) dintre conţinutul de hidrogen (N cm^3/100 g) şi porozitate.

Probele filtrate — cu un conţinut redus de hidrogen — au fost analizate în conţinutul de hidrogen prin testul Durdel—Gudcenko (testul bulei iniţiale), la temperatura de 700°C.

Rezultatele determinării hidrogenului indică o degazare bună a aliajelor de aluminiu deformabile, în timpul filtrării prin filtre active cu barbotare de Ar şi 3% Cl_2.

La degazarea ulterioară a aliajelor în vid se constată eliminarea avansată a hidrogenului, deşi gradul de degazare la tratarea în vid nu depăşeşte valoarea de 60% pentru aliajele Al—Zn—Mg—Cu şi 47—49% pentru aliajele Al—Mg. Creşterea eficienţei degazării în vid pentru aliajele cu conţinut de zinc şi magneziu se explică prin evaporarea magneziului şi zincului care contribuie la eliminarea mai avansată a hidrogenului, în comparaţie cu aliajele care conţin numai magneziu. În primul caz, coeficientul de transfer de masă al hidrogenului β_H este mai ridicat decît în aliajele binare Al—Mg. Viteza de eliminare a hidrogenului depăşeşte viteza de evaporare a elementelor volatile (Mg şi Zn), astfel încît pierderile de metale (Mg, Zn) sînt scăzute [6], [7].

Analiza metalografică a aliajelor AlMg3 şi V 95 (Al—Zn—Mg—Cu) indică o scădere pronunţată a defectelor metalografice: microsufluri şi porozităţi. De asemenea, se observă o scădere a conţinutului de magneziu şi zinc în timpul degazării în vid care duce la creşterea pierderilor de metale utile.

La filtrare prin filtre inerte se constată o reţinere avansată a macroincluziunilor şi chiar a microincluziunilor pe materialul filtrant poros, dar gradul de degazare este mai scăzut, iar conţinutul de sodiu, practic, nu se modifică. Filtrarea prin filtre inerte este, în esenţă, un procedeu fizic relativ simplu, cu eficienţă ridicată, asigurînd în special eliminarea incluziunilor nemetalice. În cadrul cercetărilor s-a observat, de asemenea, scăderea conţinutului de micro-

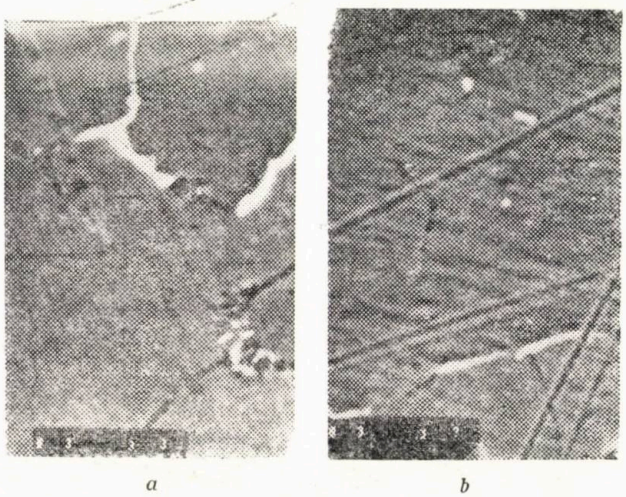


Fig. 4. Influenţa filtrării aliajelor Al—Mg—Si prin instalaţia de filtrare cu filtre inerte asupra eliminării unor elemente şi compuşi intermetalici: imaginea de compoziţie a aliajului AlMgSi înainte (*a*) şi după filtrare (*b*); mărire 600×

incluziuni de fier şi siliciu (fig. 4). Se constată însă scăderea conţinutului de elemente utile, modificatoare (Ti) după filtrare. Prin urmare, este necesar ca, în practica rafinării aliajelor de aluminiu, să se ţină seamă de acest fenomen, în special să se respecte ordinea de tratare în stare lichidă: rafinare — degazare — — modificare [8], [9].

Dacă se porneşte de la modelul cinetic al procesului de filtrare care are la bază bilanţul

masic pe un element diferențial de volum al stratului filtrant :

$$\frac{\partial}{\partial t}(\sigma + \varepsilon C) + U_m \partial C/\partial Z = 0 \qquad (2)$$

unde : σ este capacitatea de retenție a filtrului ;

ε — porozitatea filtrului ;

U_m — viteza de curgere a aliajului lichid prin filtru ;

C — concentrația incluziunilor nemetalice solide în topitură ;

Z — grosimea stratului filtrant

se ajunge la relația (1).

Din datele experimentale s-a constatat că o influență deosebită asupra eficienței filtrării o are caracterul curgerii suspensiei de aliaj cu incluziuni nemetalice solide. Retenția particulelor solide pe filtru este favorizată de curgerea laminară a aliajelor.

Concluzii

Din datele experimentale rezultă faptul că tratarea complexă în stare lichidă duce la o purificare avansată a aliajelor de aluminiu deformabile.

Combinarea procedeelor de filtrare activă cu tratarea în vid în condiții statice sau dinamice asigură eliminarea avansată a hidrogenului, a incluziunilor nemetalice și a impurităților metalice solubile (Na și Ca).

Procedeul complex de filtrare inertă urmată de degazare în vid este inferior primului procedeu, deoarece nu asigură eliminarea avansată a hidrogenului și are o eficiență scăzută asupra rafinării de sodiu.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N., Buzatu, M. : *Elaborarea și turnarea aliajelor neferoase speciale.* București, Ed. didactică și pedagogică, 1985.

[2] Ienciu, M., Moldovan, P., Lidia, Cristea: *Cercetări privind filtrarea aliajelor speciale de aluminiu prin filtre inerte.* În : Metalurgia, R.S.R., nr. 8, 1985.

[3] Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N., Buzatu, M., Rodica, Fazakas, Lidia, Cristea: *Cercetări privind filtrarea și degazarea continuă a aliajelor de aluminiu pentru industria aeronautică.* În : Metalurgia, R.S.R., nr. 6, 1982.

[4] Apelian, D., Mutharasan, R. : J. of Metals, Anglia, sept. 1980, p. 14—18.

[5] Apelian, D., Mutharasan, R., Luk, S., Wangl *Fundamental of Molten Metal Rafining by Filtration.* Drexel University, Philadelphia, S.U.A., 1985.

[6] Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N., Chircă, D., Lidia, Cristea, Gabriela, Popsecu, *Tratarea în vid a aliajelor lichide complexe pe bază de aluminiu.* În : Metalurgia, R.S.R., nr. 2, 1989

[7] Kastner, S., Krüger, I., Winkler, P., In: Giesserei, R.F.G., 1979, 66, nr. 3, p. 56—62.

[8] Bopp, J. T., Neft, D. V., Staukiewicz E. P. *Degassing Multicast Filtration System.* Light Metals, Anglia, 1987.

[9] Lüchinger, J., Willemin. *Un nouveau système de traitemente un ligne de l'aluminium liquide.* In : Revue de l'aluminium, Franța, 1981.

REVISTA REVISTELOR

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 4, 1989

Formarea profesională în domeniul turnătoriei în cadrul Academiei de mine Freiberg, p. 107 — Industria turnării în țările în curs de dezvoltare — probleme și soluții, p. 109 — Îmbunătățirea calității pieselor turnate din oțel, ca rezultat al tratamentului de metalurgie secundară al topiturii, p. 111 — Aspecte privind formarea profesională în cadrul institutului politehnic Georg Schwartz, secția de turnătorie, Leipzig, p. 114 — Fabricarea arborilor cotiți și arborilor cu came din material de turnătorie pentru motoare în patru timpi Otto de dimensiunea 1.1 și pentru 1.3 litri din combinatul VEB L Kombinat baukema — secția VEB GISAG „Iuri Gagarin", Leipzig, p. 115 — Fabricarea capurilor pentru cilindrii autoturismelor în secția de turnare a VEB Metallgusswerk Wernigerode, p. 119 — Reconstruirea turnătoriei de piese turnate pentru autovehicule în combinatul VEB Elisabethhütte Brandenburg, p. 123 — Instalații de turnare din turnătorie de precizie din combinatul VEB Spremberg, uzina de elemente de mașini și din turnătorie, p. 127 — Prima instalație de topire în cubilou fără cocs, încălzită cu gaz, din R.D.G., p. 130 — Încărcarea cu magneți compacți cu încărcarea paralelă automată a adaosurilor și componentelor de aliaje ca și comanda de proces, p. 134.

Neue Hütte. R.D.G., nr. 3, 1989

Influența conducerii temperaturii asupra structurii și proprietăților mecanice în timpul călirii anumitor oțeluri de îmbunătățire, p. 81 — Influența precipitărilor de carbură preeutectoide asupra structurii și proprietăților oțelului X40Cr13, p. 87 — Transformarea fazelor de carbură la revenirea unui oțel Cr—Mo—V slab aliat, p. 91 — Influența conținutului de nichel asupra comportării la carburare și variației durității, la carburarea gazelor într-una sau mai multe etape (asistate de calculator), p. 96 — Studiu privind comportarea la revenire a oțelurilor călite cu laser cu ajutorul undelor superficiale — pe bază de ultrasunete, p. 100 — Controlul călirii cu laser cu ajutorul analizei de emisie a sunetelor, p. 106 — Morfologia straturilor marginale și rezistenței la oboseală a încercărilor de încovoiere cu rotire — 4CrMo4 nitrocarburate și răcite prin oxidare, p. 107 — Caracterizarea roentgen difractometrică a materialelor acoperite, p. 111 — Măsurări prin metoda de termoviziune, în vederea optimizării procesului de tratament al stratului marginal prin fascicul de electroni.

Centenarul publicării primei lucrări ştiinţifice româneşti în domeniul metalurgiei şi proprietăţilor oţelurilor de construcţie

Prof. dr. ing. H. Colan
Institutul Politehnic Cluj-Napoca

CZ : 669 : 669.14.018.291

Sfîrşitul secolului al XIX-lea se caracterizează printr-o impetuoasă dezvoltare a ştiinţelor tehnice şi a economiei României. Ştiinţa materialelor metalice îşi găsea locul în această dezvoltare tehnică determinată, în special, de avîntul construcţiei de poduri, căi ferate şi material rulant. După construirea primelor căi ferate (1869), după realizarea primei căi ferate exclusiv de către inginerii români (Buzău—Mărăşeşti, inaugurată la 18/30 octombrie 1881), înfiinţarea cu aceeaşi ocazie a Societăţii Politehnice, reorganizarea în acelaşi an a Şcolii Naţionale de Poduri şi Şosele de către Gheorghe Duca şi apariţia *Buletinului Societăţii Politehnice* (1885), apar din ce în ce mai multe lucrări în domeniul rezistenţei materialelor, al încercărilor mecanice şi tehnologice, al aliajelor şi chiar al tratamentelor termice.

Acum 140 de ani (1848), apărea periodicul *Dunărea* din Galaţi, prima prezentare în România a oţelurilor de construcţie, cuprinzînd descrierea amănunţită a analizei chimice pentru determinarea conţinutului de carbon şi, cu totul surprinzător, descrierea pentru prima dată, rudimentar, dar cu o neobişnuită exactitate, a analizei metalografice, cu toate fazele pregătirii probelor [1]—[3].

În anul 1879 apare în *Revista Ştiinţifică*, sub titlul *Fierul*, prima lucrare amplă care prezintă detaliat proprietăţile şi metalurgia fierului, fontei şi oţelului, cu prime referiri la tratamentele termice, într-o epocă cînd acestea nu aveau încă formată baza teoretică [4].

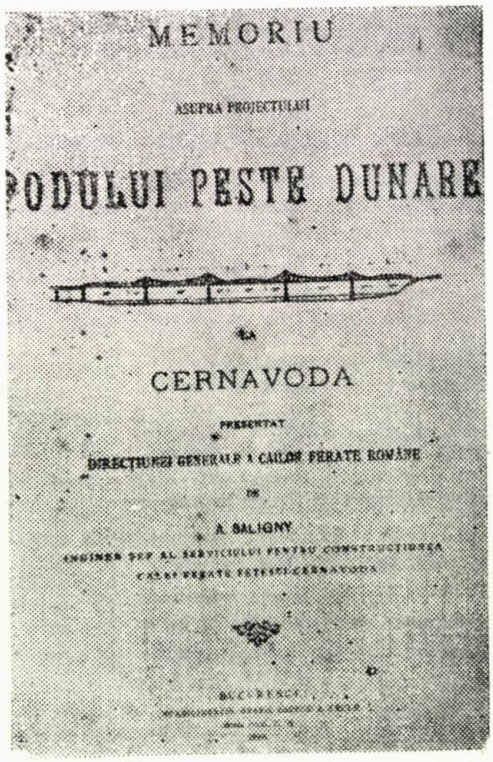
În sfîrşit, acum 100 de ani (1888), este publicată o lucrare care se detaşează ca valoare şi originalitate, prima lucrare care tratează proprietăţile oţelurilor de construcţii [5]. Lucrarea este *Memoriu asupra proiectului Podului peste Dunăre la Cernavodă* prezentat Direcţiunii Generale a căilor Ferate Române de Anghel Saligny, inginer şef al serviciului pentru *construcţiunea calei ferate Fetesci-Cernavodă*, tipărită în anul 1888 la *Stabilimentul grafic Socecu şi Teclu*, retipărit complet în acelaşi an şi în Buletinul Societăţii Politehnice (fig. 1) [6], [7].

Cînd se citeşte astăzi, după o 100 de ani, acest memoriu, tipărit în 64 de pagini format 38,5 × 27 cm, în condiţii grafice cu totul deosebite — avînd şi reproduceri artistic executate ale diferitelor mari poduri din Europa şi America — se încearcă un sentiment de admiraţie pentru conţinutul de înalt nivel ştiinţific, pentru extraordinarea documentare a autorului şi pentru modul în care este redactat. Prezentarea ideilor şi baza argumentelor din acest memoriu arată soliditatea concepţiilor autorului şi explică încrederea care i s-a acordat privind soluţia nouă şi curajoasă propusă la jubileul de 50 de ani al podului, spunîndu-se pe drept cuvint: *Trebuie să constatăm, fără nici o exagerare impusă de circumstanţele jubileului că Memoriul din 1888 al lui Saligny este una din podoabele literaturii noastre tehnice şi rămîne un model al genului* [8].

Sînt de admirat, cu emoţie, atît eleganţa fină a construcţiei, forma estetică, cît şi soluţiile constructive raţionale, originale ale acestei lucrări [9].

În timpul lucrărilor, în 13 aprilie 1892, Saligny este ales membru corespondent, la 7 aprilie 1897, membru activ al Academiei Române, iar între anii 1907 şi 1910 este preşedinte al Academiei.

Membru fondator al Societăţii Politehnice (Focşani, 1881), el este preşedinte al acestei


MEMORIU

ASUPRA PROIECTULUI

PODULUI PESTE DUNARE

LA

CERNAVODA

PREZENTAT

DIRECŢIUNEI GENERALE A CĂILOR FERATE ROMÂNE

DE

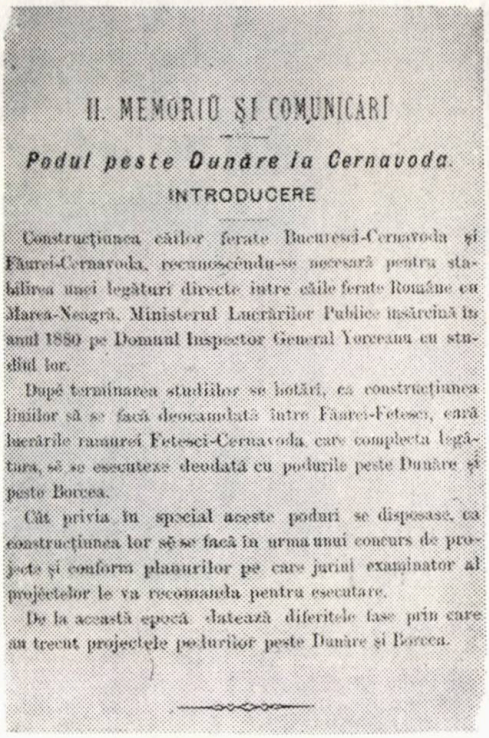
A. SALIGNY

INGINER ŞEF AL SERVICIULUI PENTRU CONSTRUCŢIUNEA CĂILOR FERATE FETESCI-CERNAVODA

Fig. 1.

societăți între anii 1894—1896, apoi din nou în 1910, 1911.

Este necesar să se amintească, pe scurt, istoricul construirii podului, descris în primele două capitole ale manuscrisului.



II. MEMORIU ȘI COMUNICARI

Podul peste Dunăre la Cernavoda.

INTRODUCERE

Construcțiunea căilor ferate Bucuresci-Cernavoda și Făurei-Cernavoda, recunoscându-se necesară pentru stabilirea unei legături directe între căile ferate Române cu Marea-Neagră, Ministerul Lucrărilor Publice însărcină în anul 1880 pe Domnul Inspector General Yorceanu cu studiul lor.

După terminarea studiilor se hotărî, ca construcțiunea liniilor să se facă deodată între Făurei-Feteșci, cară lucrările ramurei Feteșci-Cernavoda, care completa legătura, să se execute deodată cu podurile peste Dunăre și peste Borcea.

Cât privia în special aceste poduri se dispuse, ca construcțiunea lor să se facă în urma unui concurs de projecte și conform planurilor pe care juriul examinator al projectelor le va recomanda pentru esecutare.

De la această epocă datează diferitele fase prin care au trecut projectele podurilor peste Dunăre și Borcea.

Fig. 2

În anul 1880 se hotărăște construirea liniilor București—Cernavodă și Făurei—Cernavodă pentru a fi legate cu linia Cernavodă—Constanța, de îndată ce va fi răscumpărată de la firma engleză care o construise în anul 1860 (fig. 2). Se organizează o direcție sub conducerea inginerului Spiridon Yorceanu, iar în anul 1882 se publică un concurs internațional pentru porțiunea Fetești—Cernavodă, porțiune care cuprindea podurile peste Borcea și peste Dunăre.

La 1 septembrie 1883, opt case constructoare din Franța, Germania, Austria, Elveția și Belgia au prezentat proiecte, foarte diferite, în special în ceea ce privește sistemul de grinzi.

Juriul examinator, alcătuit din profesorii Collignou din Paris și dr. E. Winkler din Berlin, precum și din trei ingineri români : inspectorii generali D. Frunză, S. Yorceanu și C. Olănescu, a considerat ca insuficiente toate proiectele și a stabilit o nouă serie de condiții. Se stipula, între altele, ca *materialul pentru suprastructură să fie fierul.* Ținînd seamă de aceste recomandări, comisia instituită ulterior de Ministerul Lucrărilor Publice și compusă din S. Yorceanu, G. Duca ,C. Popescu, C. Mironescu și A. Saligny a întocmit un nou program de concurs.

În anul 1886 s-au obținut cinci proiecte și oferte de executare a podurilor. Comisia le-a respins pe toate. Acest al II-lea concurs internațional a provocat ample discuții cu privire la admisibilitatea *oțelului* ca material pentru suprastructură.

În 18 noiembrie 1887, Ministerul Lucrărilor Publice înființează Serviciul studiilor și execuției liniei Fetești—Cernavodă din cadrul Administrației C.F.R. condus de inginerul Gh. Duca ca director general, personalitate de seamă atît în această direcție, cît și ca director al Școlii Naționale de Poduri și Șosele, reorganizată de el în anul 1881 la un nivel superior. La conducerea acestui serviciu este numit Anghel Saligny, încredințîndu-i-se elaborarea proiectelor definitive. Dovada aceasta de încredere în destoinicia inginerilor români îi cinstește pe conducătorii treburilor publice din acea vreme și poate fi socotită ca adevăratul act de naștere al independenței tehnice românești, aservită pînă atunci străinilor. Această construcție grea a întrecut toate așteptările, încrederea fiind pe deplin îndreptățită.

După vizite la marile lucrări de poduri în curs de execuție prin Europa, A. Saligny și-a organizat serviciul Fetești—Cernavodă cu tinerii ingineri români, care au făcut apoi cariere strălucite. Cei mai mulți erau formați în vechea școală românească de poduri și șosele (fig. 3 și 4).

Proiectul diferă în mod esențial de toate proiectele prezentate la concursuri (fig. 5 și 6) memoriul lui Saligny reliefînd acest fapt.

Sistemul de *grinzi cu console*, adoptat de Saligny, nu fusese folosit de niciunul dintre proiectanții străini.

Ca material pentru suprastructură, Saligny a adoptat oțelul, deși la acea epocă — oricît ar părea acum de curios — acesta nu era încă unanim admis pentru construcții mari și, în nici un caz, nu era recunoscut ca fiind mai avantajos, comparativ cu fierul. Ca să reușească această revoluție tehnică, A. Saligny a trebuit să susțină o luptă foarte grea și faptul că a învins este unul din marile lui merite. Profesorul I. Ionescu afirmă că realizarea podului peste Dunăre a contribuit în mod decisiv la consacrarea superiorității oțelului pentru podurile metalice :

A. Saligny propune pentru suprastructură oțelul, deși încă nu se stabilise dacă acest material este sau nu mai avantajos decît fierul; mai mult încă, putem spune că realizarea podului peste Dunăre din oțel a consacrat în mod definitiv superioritatea acestui material pentru podurile metalice [10].

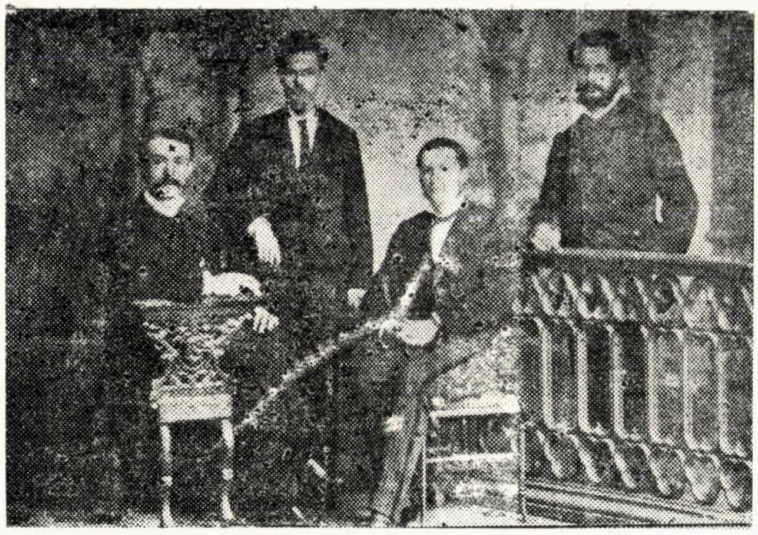


Fig. 3

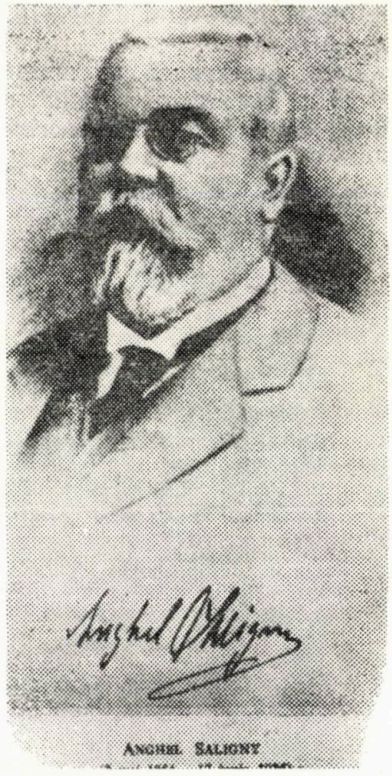


Fig. 4

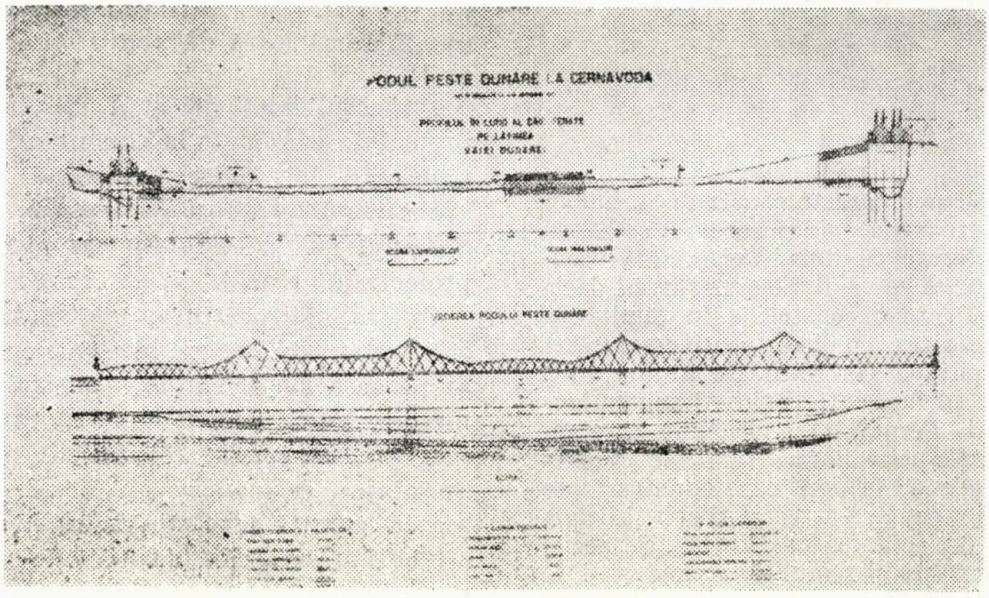


Fig. 5

Capitolul *Materialul suprastructurei* (p. 28) este cel mai amplu dintre toate capitolele memoriului.

Valoarea și profunzimea ideilor, bogăția documentării, expunerea strălucită fac ca această lucrare să fie citită în întregime. Deci, în cea mai mare măsură poate fi lăsat să vorbească Saligny.

Reducerea pe cît se poate mai mult a cantității de material a format una din preocupațiunile noastre principale la întocmirea [*proiectarea*] *suprastructurii*...El arată în continuare că utilizarea unui material mai rezistent, oțelul, face să se reducă secțiunile elementelor componente, să se reducă greutatea, ușurînd montajul, diminuînd suprafața supusă presiunii vîntului și, deci, a eforturilor produse, avantaje considerabile pentru podurile mari, chiar dacă reducerea materialului n-ar implica și o reducere a costului.

Față de o hotărîre luată de un juriu internațional compus din somități, Saligny arată ce

l-a făcut să se abată. Consideră că în anul 1883, juriul a avut dreptate să recomande fierul în locul oţelului, fiind sub impresia unor rezultate nefavorabile obţinute la încercările făcute pe piese din oţel la Duisburg pentru guvernul olandez. Lucrările s-au făcut cu cea mai mare grijă, iar exactitatea rezultatelor nu se poate pune la îndoială. Dar intervine un factor important, materialul care a servit la încercări : *senzaţional* se întreabă dacă mai poate fi valabilă opinia juriului din 1883 în 1888, răspunzînd categoric Nu şi arătînd în continuare ce se impută oţelului : *că este capricios fiindcă manifestă rupturi spontane nemotivate, că nu este omogen, că nu se potriveşte pentru climate unde frigurile sunt prea mari, şi în fine, că recepţiunea lui este dificilă şi nesigură.* Arată că constructorii *au cerut materialului o rezistenţă*

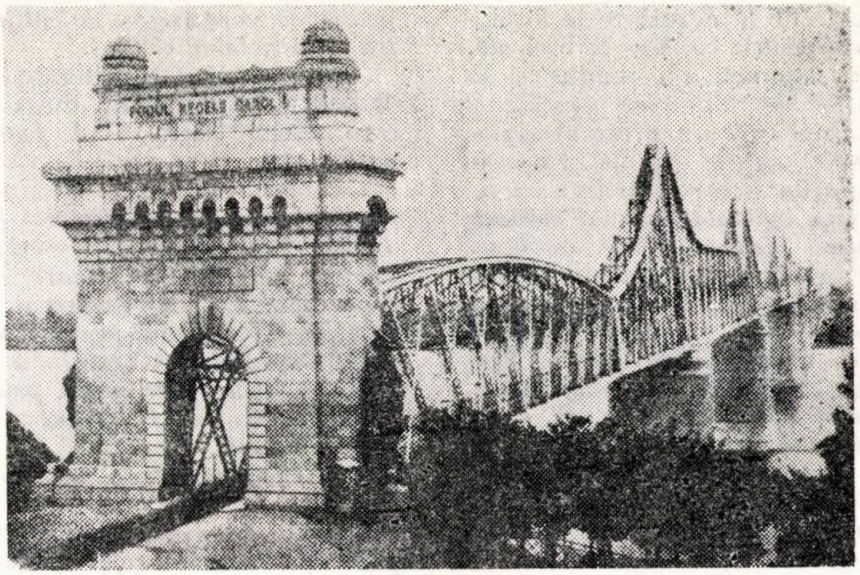


Fig. 6

Cum s-a confecţionat [*elaborat*] *acest material? Ce precauţiuni s-au luat la fabricarea şi confecţionarea pieselor?*. Deci, dependenţa proprietăţilor oţelului de condiţiile elaborării şi prelucrării.

Rezultatele de mai sus au fost dezminţite de *avîntul luat de întrebuinţarea oţelului la construcţiuni civile, mecanice şi mai cu seamă la construcţiuni navale.* Face un istoric al realizării oţelului Martin (oţelul moale-acierdoux, flusseisen) pentru şine, osii de roţi, bandaje, construcţii navale, cazane de locomotive şi vapoare şi pentru poduri, cu un mare număr de exemple. Se arată dinamica creşterii tonajelor vapoarelor din oţel în lume, a cazanelor pentru locomotive şi vapoare, oţelul Martin înlocuind fierul. Apoi se citează toate podurile construite din oţel, începînd din anul 1875, pe ţări : în Franţa, Anglia, Olanda, Germania, Rusia, America, Australia, Asia, specificîndu-se pentru fiecare, în afară de caracteristicile de construcţie, proprietăţile mecanice ale materialului : *travaliul* [*rezistenţa admisibilă*] Kg_1/mm^2, *lungimea* %, *limita de elasticitate* Kg/mm^2, *rezistenţă* Kg/mm^2.

Se prezintă apoi dinamica producţiei de oţel Siemens-Martin, începînd din anul 1875 (de exemplu, în Anglia, de la 9000 t la 100 000 t după cinci ani, în 1880). *Faţă de acest progres exagerată, fără să ţină socoteală de celelalte calităţi, care stăteau în raport invers şi în dependenţă directă de rezistenţă.*

Deoarece pînă în anul 1885 se întrebuinţa aproape exclusiv oţel *dur*, cu rezistenţă de 60 Kgf/mm^2, Saligny declară : *faptul că acesta este capricios se datoreşte durităţii şi prelucrării prin deformare plastică. Cu cît duritatea oţelului va fi mai mare, cu atît transformarea blocurilor într-o formă profilată va reclama mai multă îngrijire şi cu atît mai mare va fi tot-de-odată şi inerţia materialului de a se acomoda acestei forme.* Mai departe el spune :

Pe cîtă vreme oţelul ce se întrebuinţa pentru construcţii civile, cazane etc. era dur (*Bessemer, Thomas-Gilchrist, pudlat*), *era firesc ca rupturile spontanee să se pună în sarcina durităţii. Mai tîrziu însă, cînd a început să se întrebuinţeze oţelul Siemens-Martin cu o rezistenţă de 40—50 Kg/mm^2, rupturile spontanee intrau în domeniul enigmelor.* Pentru a se cunoaşte cauza acestor ruperi s-au făcut noi încercări în diferite ţări (Anglia, Franţa, Germania şi America), *s-au examinat cu tot dinadinsul feţele rupte.* Deci, s-a folosit studiul macroscopic.

Ecruisarea materialului este astfel intuită ca rezultat al prelucrării mecanice.

Cu ocaziunea acestor încercări, s-a constatat că manopera mecanică poate să deterioreze par-

țial oțelul. Așa s-a văzut că tablele destinate pentru podul Forth, tăiate cu dalta sau forfecate, se rupeau spontaneu departe de linia dăltuită și că ruptura nu se mai producea după ce lua cu rindeaua o fîșie de metal din apropierea marginii tăiate și după ce se pileau muchiile. Pentru explicarea acestui fenomen se admite că în porțiunile pe care se face tăierea sau dăltuirea, materialul suferă o deteriorare parțială produsă de presiunile la care este supus în cursul acestor operațiuni.

Trece mai departe de la ecruisare la formarea de *fisuri, amorse pentru ruperea la oboseală*, arătînd că același fenomen s-a produs și la nituiri :

Cercetîndu-se cauzele care au provocat exploziunile unor cazane construite din oțel, s-a constatat că găurile niturilor aveau crăpături marginale. Așa fiind, nici o îndoială nu mai încăpea că exploziunea fusese efectul acestor crăpături care au trebuit să existe în stare latentă pentru organele noastre vizuale deja la confecționarea găurilor. Ca probă ca atari crăpături invizibile, existente în găurile confecționate în oțel, este faptul că dacă se pilesc găurile pe o grosime de 2—3 mm., materialul nituit nu se mai rupe. Conchide că pentru a se elimina manopera care pricinuiește *presiuni prin lovire*, pentru construcții de oțel *nituirea să nu se mai facă în modul obișnuit pentru fier, cu lovituri de ciocan, ci prin presiune lentă uniformă.*

Influența temperaturii este și ea specificată astfel : *Temperatura la care se fac operațiunile mecanice poate de asemenea să fie un factor care să contribuie la provocarea rupturilor spontanee. Dacă temperatura este sub 350°C materialul suferă foarte mult*, precizînd că oțelul ajunge la temperaturi scăzute mai ușor decît fierul, fiindcă operațiile de prelucrare durează mai mult, în raport cu duritatea.

În continuare, Saligny face referiri la *neomogenitatea materialului*, la segregații, anizotropie, incluziuni metalice și nemetalice, arătînd că *trebuie să admitem că și neomogenitatea materialului joacă un rol important la producerea ruperilor spontanee.*

Pe cîtă vreme se întrebuința oțelul Bessemer sau Thomas-Gilchrist se putea, cu mare dreptate, să se zică că rupturile spontanee provin din neomogenitatea oțelului, fiindcă aceste oțeluri sunt mai mult sau mai puțin neomogene. Carbonul nu este distribuit uniform și nici celelalte accesorii cu manganul, siliciul, fosforul și sulful nu sunt deopotrivă distribuite, nici în sensul lățimei, nici în sensul lungimei unei bare cilindrice....

Afară de aceasta, oțelul Bessemer și mai cu seamă oțelul Thomas-Gilchrist cuprind adeseori noduri formate de material care a rezistat și a rămas neatins de procesul metamorfozei fontei în oțel, sau din material eterogen.

Neomogenitatea oțelului Bessemer și Thomas-Gilchrist rezultă din modul de confecționare [*elaborare*]. *Cunoaștem că confecționarea acestor oțeluri durează numai 20—30 s. Într-un interval atît de scurt este cu neputință, cu mijloacele de care dispune azi metalurgia, să se producă un oțel omogen.... Este adevărat că metalurgul are în spectroscop un mijloc admisibil spre a aprecia compoziținea chimică și proporțiunea carbonului, însă tot atît de adevărat este că nu are timpul material să facă probele necesare, pentru ca să se asigure de calitatea și omogenitatea materialului obținut.*

Arată faptul că la utilizare trebuie să se facă distincție între oțeluri, după modul de elaborare, oțelul Martin fiind *foarte omogen — mai mult — este chiar mai omogen decît fierul.*

Calitatea superioară a oțelului Siemens-Martin rezultă mai cu seamă din doi factori. Mai întîi durata confecționării este de opt, zece ore, prin urmare cu mult mai mare decît la procesul Bessemer. In acest interval, metalurgul are tot timpul trebuincios pentru ca să facă un mare număr de probe, să examineze calitatea oțelului fabricat și să o potrivească prin adaus de substanțe convenientе în modul cerut de condițiile de construcție.

Aprofundate cunoștințe metalurgice la un constructor.

In al doilea rînd modul de confecționare propriu zis a acestui oțel este, de asemenea, un important factor care contribuie la superioritatea oțelului S.M. față cu alte oțeluri". Caracteristică este *amestecarea intimă a mai multor materiale — de regulă oțel și fontă*, ca și temperatura înaltă. Construcția cuptorului, durata elaborării *ne dau putința să ajutăm această amestecare în mod mecanic.*

Mai departe autorul spune : *Continuă însă o luptă mai aprigă între oțel și fier. Afirmăm, că oțelul va ieși victorios. Afirmăm că oțelul Siemens-Martin este superior fierului chiar și în calitățile care au impus pînă acum întrebuințarea fierului, adică în omogenitate și maleabilitate.... Azi se confecționează oțel S.M. cu o duritate (rezistență) de 34 la 47 Kg/mm², cu lungimea de 20—35% și cu o structură la suprafață fracturată pînă la 55%, și pe lîngă toate acestea, limita de elasticitate este în raport cu duritatea cu mult mai mare decît la fier.*

În continuare, el arată că modul în care se formează *pachetele* de deșeuri de către fabricant nu este atît de important, nu este un incovenient pentru calitatea oțelului Martin. Și fiind la curent cu ultimele îmbunătățiri aduse procedeului afirmă : *S-a ameliorat instalațiunea cuptoarelor, s-au făcut încercări pentru o combustiune mai avantajoasă și s-a început să se defosforeze oțelul după sistemul bazic chiar în cuptorul Siemens* [*Martin*].

Referitor la comportarea și proprietățile criogenice, una din imputările aduse oțelului

este aceea că *nu se potrivește pentru climate foarte friguroase*, constatîndu-se ruperi la bandaje. Dar, arată că la poduri nu este aceeași situație ca la bandaje, care se încălzesc și se răcesc alternativ în funcționare, prin frecare și contactul cu șinele. *Această alternantă încălzire și răcire schimbă structura oțelului pe o mică grosime la fața exterioară a bandajelor și provoacă contracțiuni neegale* și apoi *mai rămîne diferența în duritatea oțelului care, la bandaje, este mult mai mare.*

La ultima imputare adusă oțelului pentru faptul că recepția durează mult arată că siguranța recepției crește o dată cu *descreșterea durității oțelului, fiindcă existența crăpăturilor invizibile...stă în strînsă legătură cu duritatea materialului*, menționînd utilizarea defectoscopiei magnetice pentru constatarea acestor crăpături la recepția unui pod de lîngă Pittsburg.

În concluzie, Saligny consideră că pentru oțel e necesar să *acordăm tratamentul lui și intensitatea calităților ce i le cerem, după însăși natura materialelor*, dînd în continuare date pentru:

— *Rezistență. Practica a dovedit că oțelul se comportă cu atît mai bine cu cît va avea o rezistență mai mică.* Deci, este mai tenace. Pentru poduri, recomandă 35—45 kgf/mm².

— *Limita de elasticitate. Oțelul moale are în condițiuni egale o limită de elasticitate cu mult mai mare. Așa de exemplu, pentru oțel cu rezistența 45 obținem o limită de elasticitate de 25.*

Acest fapt constituie un nou avantaj în favoarea oțelului și a înduplecat pe unii constructori să admită pentru oțel un coeficient de siguranță mai mic decît pentru fier. Saligny adaugă însă că nu este cazul să se absolutizeze ideea de a micșora coeficientul de siguranță, pentru că limita de elasticitate este mai mare: *fiindcă coeficientul de siguranță este chemat în prima linie să acopere nesiguranța rezultată din calcule, care este cu totul independentă de limita de elasticitate. Această nesiguranță provine din supoziținea pe care o admitem la facerea calculelor, pe care însă un le putem să le împlinim în realitate, și din omisiuni pe care cu dinadinsul le facem din cauză că nu știm cum să ținem cont în mod exact de unele împrejurări care influențează calculele.* Sîntem în fața unor considerații valoroase, de profunzime asupra calculelor de rezistența materialelcr.

— *Lungirea și strictura secțiunei fracturate* se dă de 12—30%, respectiv 25—55%.

— *Travaliul* (rezistența admisibilă) se admite 10—13 [kgf/mm²] (la podul din Saint Louis—America, 16 chiar *pentru tensiune și 20 pentru compresiune*).

„Pentru proiectul de față s-a admis oțelul S.M. cu: rezistența de 45, limita de elasticitate 25, travaliul de 9—11 Kg/mm², lungirea 20%.

În continuare, se face o analiză evolutivă a prețului de cost al oțelului în comparație cu cel al fierului, pentru construcții metalice pentru poduri cu deschideri mici și mari, rezultînd că în acel moment prețurile au ajuns aceleași și evoluează în favoarea oțelului. Apoi Saligny scrie, dovedind poziția sa progresistă:

Să avem în vedere lupta pe care a dus-o oțelul cu prejudecățile care opun o rezistență cerbicoasă tuturor inovațiilor, cu opoziținea gigantică și sistematică a fabricanților interesați în confecționare și lucrări de fier.... Vom rămînea uimiți de proporțiunile ce a luat întrebuințarea oțelului și încîntați anticipînd admirațiune pentru avîntul ce-l va lua în deceniile viitoare. Un adevărat secol de fier va fi secolul nostru — au început construcțiunile gigantice cu fontă, le va sfîrși în oțel.

Conchide că *este nelogic, însemnează a nega progresul sau a nu lua act de dînsul, dacă vom face suprastructura podului peste Dunăre din fier* și citează opiniile și avizele somităților în materie (prof. Winkler și ing. Schwedler *care în anul 1883, cînd făceau parte din juriul* Internațional recomandase fierul) precum și a Ministerelor Lucrărilor Publice din Franța și Austria.

Autorul Memoriului precizează că:

— *oțelul moale este un material cu mult superior fierului din punct de vedere al rezistenței:*

— *utilizarea lui se recomandă și se impune chiar pentru poduri cu deschideri foarte mari;*

— *metalurgia poate să producă oțel moale corespunzător, cu un preț competitiv față de fierul cel mai bun;*

— *utilizarea oțelului obligă la precauțiuni speciale din punct de vedere al fabricației și din punct de vedere al construcției propriu zise. Precauțiuni se mai recomandă pentru poduri în țări cu climate foarte friguroase.*

Pentru aprecierea lucrării, a valorii științifice cu referire la domeniul metalurgiei și al studiului metalelor, este nevoie ca inginerul să se transpună în urmă cu 100 de ani, în stadiul de începuturi ale științei metalelor:

— Metalografia practic nu există ca metodă de investigație industrială, abia în acei ani începeau lucrările lui Osmoud, Le Chatelier, Martens etc. privind confecționarea probelor metalografice, utilizarea și adaptarea microscopului.

— Bazele teoretice lipseau aproape cu desăvîrșire. Prima publicare a diagramei fier-carbon va avea loc abia peste 12 ani (Roozeboom, 1899);

— Studiind oțelurile pentru construcții metalice (poduri), în ampla sa documentare nu avea de ce să se intereseze de oțelurile pentru construcția de mașini, deci de tratamentele termice, chiar în stadiul empiric în care se găseau atunci.

Apariția și activitatea lui creatoare s-au produs într-o perioadă de redeșteptare a neamului românesc a unirii teritoriale, a independenței,

a dezvoltării simţului demnităţii naţionale, a înţelegerii superioare a prezenţei şi rosturilor acestui popor în această parte a Europei. Prin întreaga lui activitate, Saligny se înscrie între făuritorii României moderne, fiind nu numai unul dintre cele mai mari nume ale tehnicii româneşti ci şi un adevărat simbol.

Marea operă inginerească înfăptuită între 1890 şi 1895 era atunci cel mai mare pod din Europa continentală. Mai mare ca cel de la Firth of Forth, mai mare ca oricare pod peste fluviile din Europa, mai mare ca viaductul cel mai lung din Europa, cel al lagunelor veneţiene.

Podul peste Dunăre comportă o deschidere centrală de 190 m şi cîte două deschideri laterale de cîte 140 m. El are lungimea totală de 750 m, pe lîngă un viaduct cu 15 deschideri de cîte 60 m.

Podul peste Borcea are trei deschideri de cîte 140 m, un viaduct cu trei deschideri a 50 m spre Feteşti şi un alt viaduct cu opt deschideri a 50 m spre Cernavodă. Între cele două poduri, pentru scurgerea apelor de inundaţie se găseşte încă un viaduct de 34 deschideri a 42 m peste baltă.

Aceste poduri şi viaducte însumează 4088m lungime. A fost nevoie de 1750 t oţel de chesoane, 14620 t oţel moale şi 458 t oţel dur.

Operă mare, operă splendidă, operă admirabilă din punct de vedere tehnic şi estetic, operă de mîndrie naţională!, cum aprecia odată ilustrul matematician Gh. Ţiţeica. Cît despre autorul podului, nu numai că a rămas cel mai mare inginer dar, *dacă se măsoară însemnătatea omului după roadele pe care le-a lăsat*, cum spunea colaboratorul lui Ionel I.C. Brătianu, atunci : *în generaţia pe care am cinstit-o n-a fost Român mai de seamă decît Anghel Saligny.*

Inginerul D.A. Stan scria la semicentenarul podului, în anul 1945 [11] : *Ce putem dori mai mult astăzi ţării şi corpului inginerese român decît ca peste alţi 50 de ani, cînd cu aceeaşi mîndrie se va aniversa centenarul podului peste Dunăre, cînd cu aceeaşi pietate şi recunoştinţă se va pomeni desigur numele lui Anghel Saligny — opera şi omul avîndu-şi definitiv asigurat locul de cinste în cartea neamului — să se poată vorbi de opere tehnice româneşti de mai mare grandoare şi să se înregistreze atunci la activul corpului inginerese un spor de prestigiu care să-l situeze peste apogeul atins cu ocazia inaugurării de la 14/26 septembrie 1895".*

Cele trei noi poduri peste Dunăre, ultimul în paralel cu dantela celui care va rămîne peste veacuri, ca şi toate grandioasele construcţii şi realizări inginereşti de astăzi, arată că dorinţa şi previziunea de mai sus s-au împlinit.

BIBLIOGRAFIE

[1] Colan, H. *Aspects de l'histoire de la métallurgie en Roumanie. Noesis. Travaux du Comité Roumain d'Histoire et de Phylosophie des Sciences.* Bucureşti, Ed. Academiei III, 1975, p. 85—99.

[2] Colan, H. *Primele publicaţii româneşti în domeniul ştiinţei metalelor, metalografiei şi tratamentelor termice.* In : Metalurgia, R.S.R., 29, 1977, nr. 4, p. 213—128.

[3] Dunărea. Jurnal de comerciu, agricultură şi navigaţie (Il Danubio...) Galaţi, II (1848), p. 48—49 ; Industrie.

[4] Revista Sciinţifică. *Diaru pentru vulgarisarea sciinteloru naturale şi fizice.* 10, 1879, nr. 12, p. 179—184.

[5] Saligny, A. *Memoriu asupra Podului peste Dunăre la Cernavodă.* Stabilimentul grafic Socecu şi Teclu, 1888, p. 64

[6] Buletinul Societăţii Politehnice, Romania, 4, 1888, p. 283—364.

[7] Buletinul Societăţii Politehnice, Romania, 39, 1925, nr. 11—12.

[8] Baldovin, F. D. Buletinul Societăţii Politehnice, România, 59, 1945, nr. 9—12, p. 302.

[9] Atanasescu, T. Buletinul Societăţii Politehnice, România, 59, 1945, nr. 9—12, p. 261—269.

[10] Ionescu, I. Buletinul Societăţii Politehnice, România, 31, 1915, nr. 12, p. 1020—1049.

[11] Stan, D. A. Buletinul Societăţii Politehnice, România, 59, 1945, nr. 9—12, p. 280—297.

Conf. dr. ing. C. Dumitrescu
Institutul Politehnic București
dr. ing. Gh. Albiță și ing. A. Brânzan
I.C.P.U.P.S. București

Compoziția chimică și structura fontelor albe înalt aliate, destinate fabricării pieselor supuse uzării

CZ: 669.162.275.124.3

Corpurile de măcinare și blindajele reprezintă principalele elemente de uzură din echiparea morilor de măcinat ciment.

Se știe că la un anumit tip de moară, solicitările în exploatare ale pieselor supuse uzării sînt diferite, în funcție de camera în care lucrează. Astfel, prima cameră a morii se echipează cu corpuri de măcinare de dimensiuni mari (Ø60—100 mm), solicitările în exploatare fiind, preponderent de impact (spargere și oboseală), înregistrîndu-se însă și uzări abrazive (alunecare și rostogolire). Cea de a doua cameră se echipează cu corpuri de măcinare de dimensiuni mici (Ø30—60 mm), solicitările în exploatare, fiind preponderent de uzare abrazivă (alunecare și rostogolire), precum și uzură prin impact.

Pe baza celor expuse, este evident faptul că aceste piese trebuie executate din materiale metalice capabile să asigure o bună rezistență la uzura abrazivă (duritate) dar și un comportament corespunzător la solicitările de impact (tenacitate).

În cadrul procesului clasic de fabricație, corpurile de măcinare se execută, prin forjare sau laminare, din oțeluri carbon marca OL701K, structura de exploatare obținută prin călire fiind alcătuită din martensită și ferită, duritatea situîndu-se în limitele 500 *HB* la suprafață și 300 *HB* în centru.

Corpurile de măcinare fabricate prin acest procedeu prezintă pierderi mari în greutate în exploatare, consumurile specifice situîndu-se între 700 și 1000 g/t de material măcinat. Plăcile de blindare se execută, prin turnare, din oțeluri austenitice manganoase.

După efectuarea tratamentului termic de călire, structura acestora este alcătuită din austenită și carburi, duritatea fiind cuprinsă între 180 și 260 *HB*, ceea ce asigură o durată de exploatare de cca 5000 ore. Blindajele executate din oțeluri austenitice manganoase se durifică superficial în exploatare dacă sînt supuse solicitărilor de impact sau unor presiuni mari de contact: austenita se transformă în martensită $\mathcal{E}$ a cărei duritate este de 600 — 700 *HB*, duritate care asigură o bună rezistență la uzare. La oțelurile austenitice manganoase trebuie menționat faptul că transformarea austenitei în martensită ε este bine asigurată, în special, la oțelurile cu 5—7% Mn și 0,7—0,9%C motiv pentru care tenacitatea este deosebit de scăzută. În cazul oțelurilor austenitice manganoase clasice cu 1,0—1,4% C și 10—14% Mn, transformarea austenitei în martensită ε este mult îngreuiată (oțeluri stabilizate), motiv pentru care duritatea este relativ scăzută.

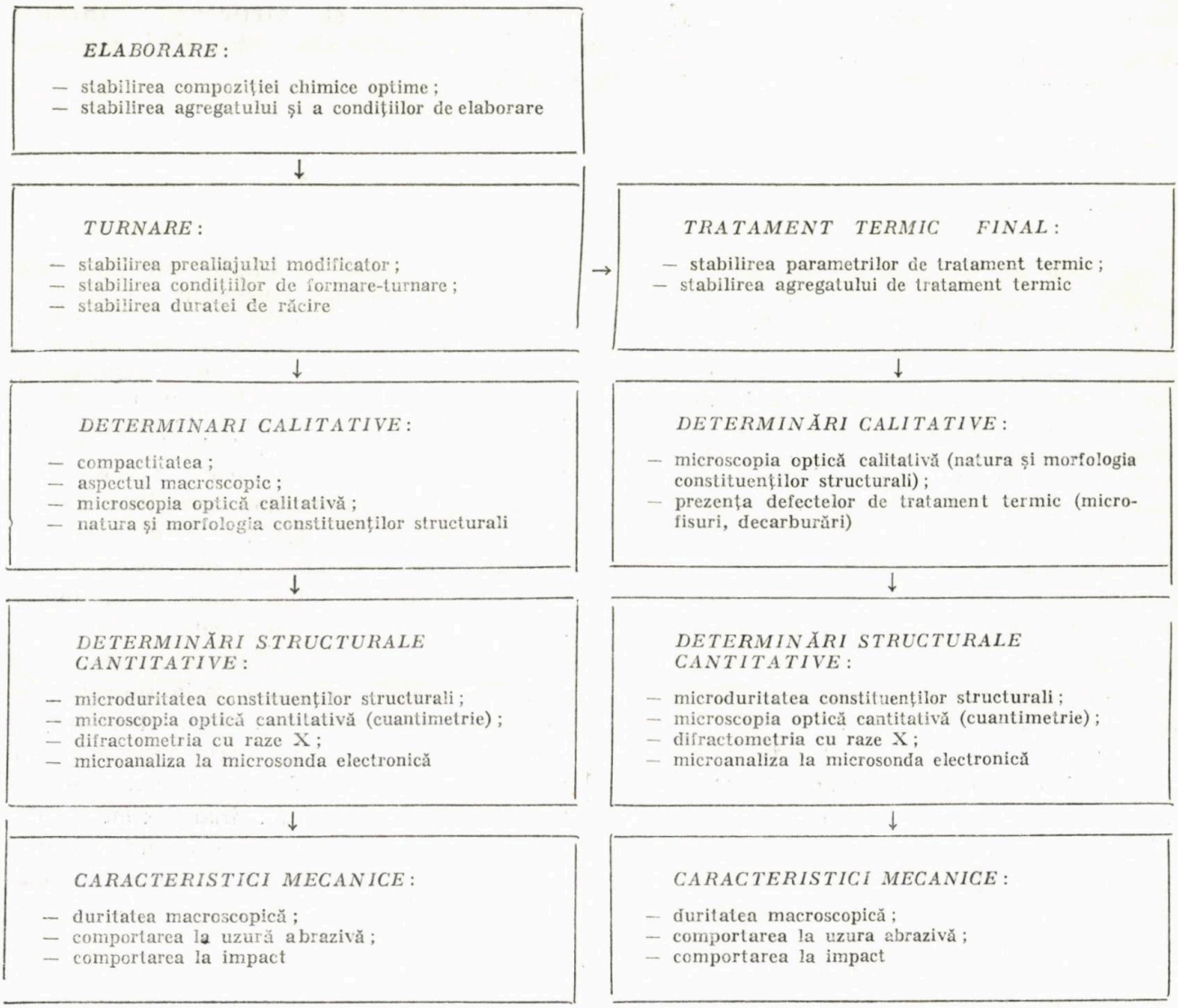
Într-o variantă modernă de fabricație, aceste piese de uzură se execută, prin turnare, din fonte albe înalt aliate cu crom, structura de exploatare fiind asigurată prin aplicarea unui tratament termic final alcătuit din călire și revenire. Corpurile de măcinare executate din astfel de fonte prezintă consumuri specifice cuprinse între 30 și 50 g/t de ciment, iar plăcile de blindare au durate de exploatare de 20 000—30 000 ore.

Structura optimă de tratament termic trebuie să fie alcătuită din formațiuni de eutectic (M_7C_3+martensită), separate preponderent sub formă de rozete, distribuite cît mai uniform în masa metalică de bază formată din martensită revenită, carburi secundare globulare și austenită reziduală (3—5%).

Condiții experimentale

Studiile și cercetările experimentale desfășurate într-o perioadă de cca șapte ani pe o multitudine de șarje de laborator și de producție de corpuri de măcinare și blindaje la scară industrială au dus la elaborarea unei metode de cercetare prin care să se conjuge rezultatele calitative cu cele cantitative, astfel încît să rezulte concluzii cît mai apropiate de comportarea în exploatare a pieselor supuse uzurii.

Pentru caracterizarea structurală și anticiparea comportamentului în exploatare a acestor piese se poate utiliza următoarea schemă:



Condițiile de tratament termic se stabilesc pe baza diagramelor experimentale [1] și [3].

Pe baza datelor prezentate în literatura de specialitate [4]—[6] rezultă faptul că piesele supuse uzării (corpuri de măcinare) pot fi fabricate prin două procedee de bază privind tratamentul termic, și anume:

I Turnare+călire (980°C/3h/aer ventilat) + +revenire (500°C/3h/aer), în cazul corpurilor de măcinare puternic solicitate în exploatare;

II Turnare+revenire în condițiile 250—400°C/5—8h/aer, în cazul pieselor de uzură mai puțin solicitate în exploatare.

Rezultate obținute

Compoziția chimică se stabilește în funcție de nivelul solicitărilor în exploatare (caracteristicile materialului supus măcinării și ale agregatului în care are loc măcinarea), de nivelul tehnic al unității care fabrică produsul (piesele) și de economicitate. În tabelul 1 se prezintă, comparativ, unele compoziții chimice recomandate pentru fabricarea corpurilor de măcinare.

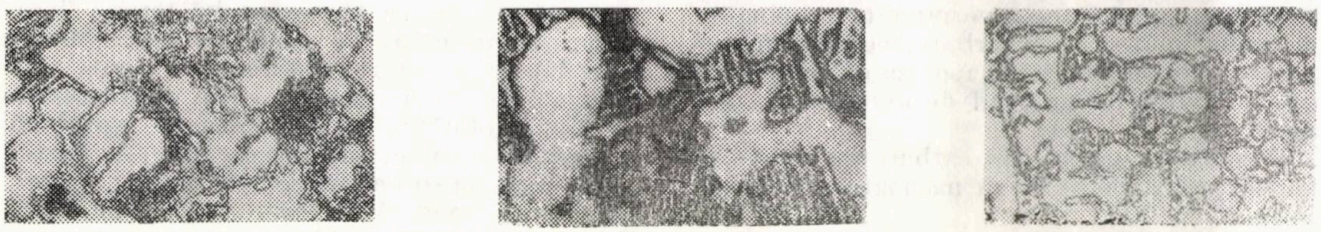
Fonta de tip I, pe baza compoziției chimice complexe, este mai scumpă și mai dificil de elaborat în limitele prescrise pentru compoziția chimică. Totodată, structura de turnare este relativ grosolană, fiind alcătuită din formațiuni de eutectic (M_7C_3+martensită), distribuite în masa metalică de bază austenito-martensitică (fig. 1, *a*). Se remarcă existența unui eutectic relativ grosolan, separat prepondererent sub formă aciculară, motiv pentru care se anticipează un comportament nesatisfăcător în exploatare, în special la solicitările prin șoc.

Fonta de tip II este de compoziție chimică optimizată în comparație cu fontă I, fiind totodată mai economică decît aceasta.

Tabelul 1

Compoziția chimică a aliajelor experimentate

Tipul de fontă	Denumirea aliajului	Compoziția chimică, %										Obs.
		C	Si	Mn	S	P	Cr	V	Mo	T	B	
I	FeCrVMoTiB Fonta clasică	2,4— 2,6	0,9— 1,2	0,9— 1,2	max. 0,03	max. 0,03	14— 16,5	0,3— 0,6	1,5— 1,8	0,2— 0,4	0,08— ,010	—
II	FeCrVMo Fontă de compoziție chimică optimizată	2,2— 2,6	0,3— 0,5	0,3— 0,6	max. 0,025	max. 0,025	14— 16	0,3— 0,6	0,3— 0,8	—	—	—
III	FeCrV Fontă de compoziție chimică economică	2,3— 2,6	0,3— 0,5	0,3— 0,6	max. 0,025	max. 0,025	16— 18	0,3— 0,6	— —	— —	— —	tratamentul de modificare a structurii de turnare (NiMgBTi)



a *b* *c*

Fig. 1. Micrografiile optice ale bilelor Ø50 mm turnate din fontele I *a*, II *b*, III *c*, stare turnată; atac Vilella; 250 : 1

Elaborarea s-a efectuat în cuptor cu inducție.

Structura este alcătuită din formațiuni de eutectic (M_7C_3+austenită), distribuite în masa metalică de bază formată din austenită și urme de martensită (fig. 1, *b*). Se remarcă tendința pronunțată a eutecticului de a se separa sub formă de rozete, acesta fiind aspectul optim în ceea ce privește comportamentul în exploatare.

Fonta de tip III este tot de compozitie chimică economică avînd însă ca elemente de bază de aliere, numai cromul și vanadiul.

Înainte de turnare această fontă a fost supusă unui tratament de finisare a structurii primare folosind, în acest sens, un modificator de tipul FeNiMgBTi.

Structura este alcătuită din formațiuni de eutectic (M_7C_3+austenită), distribuite în masa metalică de bază formată din austenită și urme de martensită (fig. 1, *c*). Se remarcă tendința avansată a eutecticului de a se separa, sub formă de rozete, într-o structură celulară fină și dispersă, aceste aspecte structurale asigurînd un comportament optim la solicitările prin șoc și la uzarea prin abraziune.

La toate cele trei tipuri de fontă se remarcă prezența în structura de turnare a unui constituent metalografic de culoare neagră, asemănător troostitei de călire; studiile de microscopie electronică prin transmisie arată faptul că acest constituent este alcătuit din martensită carburi globulare foarte fine și austenită [1].

După aplicarea tratamentului termic final (fig. 2,)în varianta I (turnare+călire 980°C/3h/aer ventilat) + revenire (500°C/3h/aer) au loc modificări structurale importante în special în ceea ce privește masa metalică de bază; în toate cazurile, structura este alcătuită din carburi secundare, preponderent globulare, distribuite în masa metalică de bază formată din martensită și austenită reziduală.

În cadrul studiilor de microscopie optică calitativă nu pot fi făcute evaluări exacte privind distribuția, proporția și natura carburilor secundare, precum și în ceea ce privește proporțiile de martensită și austenită reziduală. Date asupra acestor faze structurale pot fi obținute prin microscopie optică cantitativă, difractometrie cu raze X și analiză la microsonda electronică.

În cazul fontelor aliate cu crom și molibden, calculul proporției de carburi eutectice se poate face cu relația [3]:

$$\%K = 12{,}33 \cdot (\%C) + 0{,}55 \cdot (\%Cr) - 15{,}2 \quad (1)$$

Molibdenul se regăsește în carburi singulare de tipul Mo_2C(cca 53% din totalul Mo conținut), în carburile eutectice complexe M_7C_3 (cca 25% din total) și în masa metalică de bază (cca 22% din total). Rezultă că 1% Mo duce la formarea a cca 0,5% Mo_2C.

a *b* *c*

Fig. 2. Micrografiile optice ale bilelor Ø50 mm turnate din fontele I *a*, II *b*, III *c* și tratate termic ; atac Vilella :250 : 1

Ținînd seamă de compozițiile chimice prezentate în tabelul 1 și de relația (1), rezultă următoarele proporții de carburi eutectice și carburi singulare Mo_2C :

Fonta I : Ke = 23,67 — 26,83% ;
Fonta II : Ke = 19,77 — 26,55% ;
Fonta III : Ke = 21,95—26,75%.

Din datele prezentate în tabelul 2 rezultă valori mai mici în ceea ce privește proporțiile de carburi eutectice și carburi singulare, motiv pentru care se avansează ipoteza că relația (1) este stabilită cu un grad de aproximare mai mare de 2,13% [4].

Proporțiile optime de carburi eutectice în special pentru corpurile de măcinare se situează între 17 și 20%.

Numărul de carburi eutectice pe mm^2 reprezintă un factor deosebit de important, întrucît exprimă, indirect, gradul de finețe al acestora. În cazul celor trei fonte studiate, rezultă faptul că fonta, supusă tratamentului de finisare a structurii primare folosind un prealiaj modificator de tipul FeNiMgBTi (aliaj III), prezintă cel mai mare număr de carburi eutectice pe mm^2 (4865) ; fonta complex aliată (I) prezintă cel mai mic număr de carburi eutectice pe mm^2 (3726), ceea ce arată că acestea sînt grosolane, rezultatele fiind în bună concordanță cu diametrul mediu al carburilor eutectice (tab. 2) și cu aspectele studiilor de microscopie optică calitativă prezentate în figura 1.

Studiile și cercetările de microscopie optică cantitativă (cuantimet), aduc date importante în ceea ce privește proporțiile, dimensiunile, repartiția pe clase de dimensiuni și distribuția carburilor eutectice și carburilor secundare (tab. 2), proporțiile de carburi eutectice fiind dependente de conținutul de carbon și elemente carburigene din compoziția chimică (Cr, Mo, V, Ti, B).

Studiile și cercetările de difractometrie cu raze X au drept scop principal determinarea proporțiilor de martensită și de austenită reziduală existente în masa metalică de bază, în stare turnată sau după efectuarea tratamentului termic.

Calculul proporțiilor de martensită și austenită s-a făcut ținînd seamă de suprafețele cuprinse sub maximurile liniilor de difracție corespunzătoare pentru cele două faze, precum și de influența elementelor de aliere asupra curbelor de difracție. S-a considerat că proporțiile de carburi eutectice nu se modifică la efectuarea tratamentului termic final de călire și revenire. Pe baza datelor prezentate în tabelul 3 rezultă faptul că fonta I prezintă la turnare cea mai mare proporție de martensită, urmînd fontele II și III.

După efectuarea tratamentului termic final, alcătuit din călire în condițiile 980°C/3h/aer ventilat și revenire 500°C/3h/aer, fonta III prezintă cea mai mică proporție de austenită reziduală (4,07%). Se menționează faptul că proporțiile optime, unanim acceptate, de austenită reziduală sînt cuprinse între 3 și 5%. Deci, în aceleași condiții de tratament termic final, fonta I prezintă stabilitate structurală mai accentuată ,motiv pentru care trebuie modificate condițiile de revenire.

În situația în care structura de turnare a masei metalice de bază ar fi alcătuită într-o proporție mai mare din martensită (cca 70%) și mai redusă de austenită (cca 15%), tratamentul termic final ar fi posibil să fie constituit numai din revenire, efectuat în condiții termice și temporale bine determinate.

Studiile și cercetările de microsondă electronică duc la obținerea unor informații prețioase, în special în ceea ce privește natura fazelor structurale și distribuția principalelor elemente de aliere.

Molibdenul este concentrat, preponderent, în carburi singulare Mo_2C și în carburile eutectice, fiind detectat și în masa metalică de bază.

Pe baza datelor prezentate rezultă următoarele :

— carburile eutectice sînt carburi complexe de tipul M_7C_3 sau $(Fe, Cr, V, Mo)_7C_3$ sau chiar $(Fe, Cr, V, Mo, Mn)_7C_3$;

— carburile singulare sînt carburi simple de tipul Mo_2C sau TiC ;

— Cr, V, Mo, Mn se regăsesc dizolvate și în masa metalică de bază.

Un aspect deosebit de important în cadrul studiilor pe microsondă electronică (scanning) îl constituie microfisurile introduse în masa corpurilor de măcinare, fie la solidificare, fie la tratamentul termic final.

Valorile microdurității indică, în zonele cu eutectic (M_7C_3+martensită), valori cuprinse între 950 și 1050 μHv100 ; carburile eutectice groso-

Tabelul 2

Distribuţia carburilor eutectice şi secundare în corpurile de măcinare supuse experimentului

Caracteristica	Corpurile de măcinare Ø50 mm					
	Fonta I		Fonta II		Fonta III	
	carburi eutectice	carburi secundare	carburi eutectice	carburi secundare	carburi eutectice	carburi sscundare
Numărul de cîmpuri analizate	20	20	20	20	20	20
Mărirea de lucru	100 : 1	500 :1	100 : 1	500 : 1	100 :1	500 : 1
Suprafaţa ocupată de carburi, %	17,11	13,24	16,25	16,60	17,20	19,78
Numărul de carburi pe mm²	3726	194281	3975	176791	4865	181994
Diametrul mediu al carburilor, mm	0,0076	0,0008	0,0082	0,00011	0,0080	0,00010
Repartiţia carburilor eutectice pe clase de dimensiuni, μm :						
0—2	1510	—	1487	—	1336	—
2—4	943	—	1010	—	1440	—
4—8	524	—	734	—	1155	—
8—16	526	—	543	—	733	—
16—32	201	—	184	—	182	—
32—64	20	—	17	—	19	—
64—128	2	—	—	—	—	—
Repartiţia carburilor secundare pe clase de dimensiuni, μm :						
0—0,5	—	130363	—	117877	—	132890
0,5—1,0	—	35081	—	26013	—	24576
1—2	—	21554	—	21157	—	15657
2—4	—	6144	—	9167	—	7432
4—8	—	892	—	2279	—	941
8—16	—	248	—	297	—	496
Suprafaţa ocupată de carburi, % :						
maximă	26,34	13,33	22,22	16,79	20,41	19,93
minimă	17,11	13,15	10,28	16,41	13,99	19,63
medie	17,88	13,24	16,25	16,60	17,20	19,78
Numărul de carburi pe un cîmp analizat :						
maxim	1138	1983	1365	1858	1432	1844
minim	571	1938	891	1710	909	1829
mediu	909	1960	1050	1784	1170	1836

Tabelul 3

Rezulatele obţinute în cazul corpurilor de măcinare ∅50 mm

Tipul de fontă	Starea de prelucrare	Carburile eutectice, %	Martensita şi carburile secundare, %	Austenita, %
Fonta I	turnat	17,11	13,12	69,77
	tratat termic	17,11	76,55	6,34
Fonta II	turnat	16,25	5,06	78,69
	tratat termic	16,25	78,62	5,13
Fonta III	turnat	17,20	6,81	75,99
	tratat termic	17,20	78,73	4,07

lane prezintă valori cuprinse între 1050 şi 1450 μHv100; masa metalică de bază alcătuită din martensită+carburi secundare globulare+ austenită reziduală prezintă valori cuprinse între 650 şi 800 μHv100.

Valorile durităţii *HRC* sînt dependente de natura materialului metalic, de starea de prelucrare (turnat, tratat termic) şi de zona în care se efectuează determinarea (suprafaţă, centru etc.) (tab.4).

Deşi metodele şi instalaţiile de testare la uzura abrazivă nu sînt standardizate, totuşi rezultatele obţinute sînt deosebit de importante (tab. 5).

Tabelul 4

Valorile durității *HRC* ale aliajelor experimentate

Tipul de fontă	Starea de prelucrare	Duritatea *HRC* în zona corpului de măcinare		
		centru	1/2 R	suprafață
Fonta I	turnat	52	51	50
	tratat termic	59	60	60
Fonta II	turnat	49	48	47
	tratat termic	40	60	60
Fonta III	turnat	49	48	47
	tratat termic	59	59	60

Tabelul 5

Rezultatele obținute privind comportarea la uzura abrazivă

Tipul de fontă	Starea de prelucrare	Diametrul discului, mm	Granulația discului, μm	Viteza de rotație a discului, rot/min	Sarcina de apăsare a probei, g/mm²	Durata determinării, min	Pierderea de greutate, g
Fonta I	turnat	350	350–400	232	1	60	0,552
	tratat termic						0,124
Fonta II	turnat	350	350–400	232	1	60	0,612
	tratat termic						0,052
Fonta III	turnat	350	350–400	232	1	60	0,568
	tratat termic						0,048

Studiile și cercetările experimentale recomandă fontele II și III ca fiind aliajele apte din punct de vedere structural și al proprietăților pentru a fi utilizate la fabricarea corpurilor de măcinare destinate echipării morilor de măcinat ciment. Dacă se ține seamă de costuri (în ceea ce privește compoziția chimică), corpurile de măcinare fabricate din fonta III sînt mai economice decît cele fabricate din fontele I și II.

Din punct de vedere metalografic, uzarea corpurilor de măcinare turnate din fontă albă înalt aliată se poate produce prin simplă abraziune pe baza solicitărilor de alunecare și rostogolire sau prin șoc, datorită solicitărilor de impact și oboseală.

În cazul uzurii prin abraziune, micșorarea diametrului corpului de măcinare are loc mai lent și se produce prin dislocarea de așchii fine (grosimi de cca 10 μm) de pe suprafața acestuia în procesul de exploatare.

Dislocarea de așchii fine de pe suprafața corpului de măcinare este posibilă în condițiile în care structura este deosebit de fină și dispersă, eutecticul (alcătuit din carburi fine M_7C_3, deosebit de dure+martensită) este sub formă de rozete, fiind distribuit într-o masă metalică de bază dură dar, în același timp, și elastică de martensită revenită și carburi secundare globulare (urme de austenită), aceasta reprezentînd de fapt liantul care asigură coeziunea ridicată a fazelor structurale [1].

Uzura datorită solicitărilor la șoc este caracterizată prin fisurarea straturilor superficiale pe adîncimi de 0,3 mm și dislocarea de așchii masive, motiv pentru care reducerea diametrului corpului de măcinare are loc rapid. Piesele turnate din fonte albe înalt aliate cu înclinație spre astfel de uzură prezintă structuri grosolane, formate din eutectice aciculare alcătuite din carburi M_7C_3, martensită și/sau austenită, distribuite în masa metalică de bază austenito-martensitică.

Austenita prezintă particularitatea că, la solicitările prin șoc, se transformă în martensită ε, dură și fragilă, dislocarea de așchii masive de pe suprafață fiind ușurată și de prezența carburilor eutectice aciculare și grosolane, la rîndul lor deosebit de dure și fragile. Efectele uzării prin oboseală (pitting) se evidențiază, în special, în situația în care structura conține și constituenți de tip perlitic, datorită unui tratament final necorespunzător sau neefectuării tratamentului termic la piesele de uzură masive.

Concluzii

Între structura și comportamentul la uzare în exploatare a corpurilor de măcinare destinate echipării morilor de măcinat ciment există o strînsă legătură. Natura, morfologia, gradul de finețe și de dispersie a constituenților structurali sînt dependente de compoziția chimică a aliajului, de modul de elaborare și de turnare precum și de condițiile de tratament termic final.

Compoziția chimică, modul de elaborare și de turnare reprezintă factorii determinanți în ceea ce privește structura, proprietățile și comportamentul în exploatare. Pe baza rezultatelor obținute se deduce faptul că obținerea unui comportament optim în exploatare este condiționat de o anumită compoziție chimică (nu obligatoriu întotdeauna cea mai complexă și mai scumpă). Unele elemente de aliere, scumpe și deficitare, pot fi substituite din compoziția chimică supunînd topitura metalică unor tratamente de finisare, a structurii primare prin folosirea unor prealiaje modificatoare adecvate, în situația de față un prealiaj FeNiMgBTi.

În cazul fontelor albe înalt aliate, în mod obișnuit, structura de turnare este relativ grosolană, fiind alcătuită din formațiuni de eutectic acicular (M_7C_3+austenită sau/și martensită) distribuite în masa metalică de bază austenitică sau/și martensitică. Tratarea topiturii metalice înainte de turnare cu prealiaje modificatoare în scopul finisării structurii primare are ca efect obținerea unui amestec mecanic preponderent sub formă de rozete, distribuit într-o structură celulară, fină și dispersă.

Tratamentul termic final (călire+revenire) se manifestă prin modificări importante, în special cele ale masei metalice de bază, aceasta fiind constituită din martensită, carburi secundare globulare și austenită reziduală (max. 5%).

Proporțiile fazelor structurale imprimă comportamentul de ansamblu al corpurilor de măcinare și, datorită acestui motiv, este necesar să se determine prin analiză la microsonda electronică natura acestora, ținînd seamă de compoziția chimică globală a materialului metalic și de modul de prelucrare a acestuia (turnare, tratament termic).

În cadrul lucrării nu au fost abordate aspectele privind compactitatea corpurilor de măcinare, parametru cu implicații deosebite în ceea ce privește comportarea în exploatare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Parks, J. L. În: Giesserei – Praxis, R.F.G., nr 6, 1979, p. 81.

[2] Röhrig, K. În: Giesserei – Praxis, R.F.G., nr. 2, 1971.

[4] Dumitrescu, C., Albiță, Gh. și Brânzan, A. *Fonte albe înalt aliate cu structură modificată rezistente la uzură.* În: Metalurgia, R.S.R., 38, 1986, nr. 10, p. 509–521.

[5] Dumitrescu, C., Albiță, Gh., Brânzan, A., Para, E. *Considerații privind influența constituenților structurali asupra parametrilor de anduranță în cazul corpurilor de măcinare turnate din fonte albe înalt aliate cu crom.* În: Construcția de mașini, R.S.R., 37, 1985, nr. 3, p. 125–134.

[6] Dumitrescu, C., Albiță, Gh. și Brânzan, A.: *Fontă și procedeu de realizare a corpurilor de măcinare.* Brevet R.S.R., nr. 89.894, 1986.

Tehnologia de încărcare prin sudare cu două benzi din oțel inoxidabil G 52/28

Dr. ing. T. Șubu, dr. ing. D. Popovici
ISIM Timișoara
și ing. S. Călărașu
Intreprinderea de utilaj chimic Ploiești

CZ : 621.701.012.5 : 669.14.018.8

Placarea mecanizată sub flux cu o bandă este un procedeu modern de mare productivitate, utilizat pe scară largă la realizarea metalelor compuse denumite „bimetale". Acest procedeu se aplică în două cazuri distincte : pe produse finite (virole, capace, funduri, plăci tubulare etc.); pe semifabricate (brame, sleburi) care după placare se laminează în vederea obținerii tablei bimetalice.

Deoarece la placarea cu o bandă de dimensiun 60 × 0,5 mm suprafața placată într-o oră este de 0,3—0,5 m² (la viteze de placare de 10—15 cm/min) s-a pus problema măririi capacităților de producție existente. Această mărire se poate realiza pe mai multe căi, și anume : — construirea unor spații noi de producție; mărirea vitezei de placare; creșterea ratei de depunere (cantitatea de metal depus într-o oră).

Cercetările autorilor au avut în vedere posibilitățile de mărire a vitezei de placare și a ratei depunerii, folosind două benzi din oțel inoxidabil.

Schema de principiu a acestui procedeu este prezentată în figura 1.

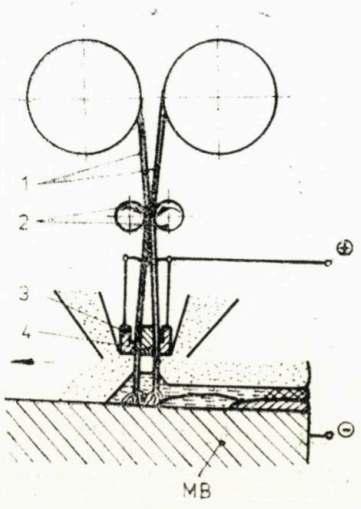


Fig. 1. Schema de principiu a procedeului de placare sub flux cu două benzi și descărcare în arc

Cele două benzi *1* legate în circuitul electric al aceleiași surse de curent sînt antrenate simultan spre metalul de bază *MB* prin intermediul rolelor *2*. În apropierea contactelor de curent *3*, benzile se despart cu ajutorul unui distanțier *4*. Atît distanțierul, cît și contactele de curent sînt confecționate dintr-un aliaj de cupru rezistent la uzare abrazivă.

Alimentarea cu flux este continuă, acoperind spațiul din fața și din spatele benzilor, raportat la sensul de placare.

Sub acțiunea căldurii dezvoltate de arcul electric format între metalul de bază și cele două benzi, acestea împreună cu fluxul se topesc formînd o baie comună *5*. În spațiul dintre cele două benzi ajunge o cantitate mică de flux și, ca urmare, temperatura și fluiditatea zgurei sînt mai ridicate decît a restului băii de sudură peste care curge în permanență fluxul din rezervor. Datorită acestui fapt, zgura lichidă contribuie la topirea benzilor prin efectul Joule (fără existența descărcării în arc).

Topirea benzilor și a metalului de bază, se face, deci, de la două surse : arcul electric și căldura dezvoltată în baie de zgură (efectul Joule).

Descărcarea în arc este înlocuită în întregime cu efectul Joule, pentru o distanță între benzi de 18—20 mm.

În concluzie, procedeul de placare sub flux cu două benzi are două variante :

— cu descărcare în arc la care topirea benzilor și a metalului de bază se face de la două surse : arcul electric și efectul Joule, predominant fiind procesul în arc;

— în baie de zgură la care topirea benzilor și a metalului de bază are loc numai datorită efectului Joule.

În figura 2, *a* este prezentată oscilograma înregistrată a curentului și a tensiunii la placarea cu două benzi și descărcare în arc, iar

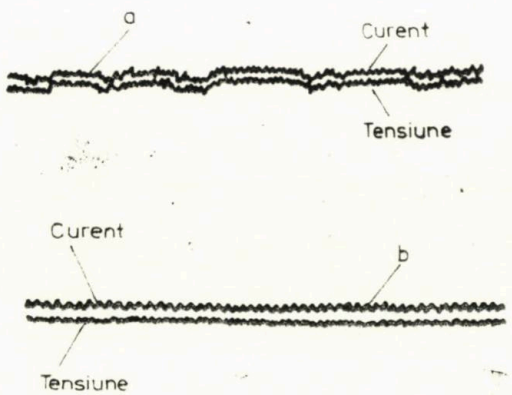


Fig. 2. Oscilogramele curentului și tensiunii înregistrate la placarea sub flux cu două benzi și descărcare în arc *a* și în baie de zgură *b*

în figura 2, *b* aceeași oscilogramă la placarea cu două benzi în baie de zgură.

Diagrama la varianta *b* prezintă oscilații uniforme pe toată perioada înregistrată, pe cînd la varianta *a* se văd alternanțe cu variații mai pronunțate, datorită descărcării în arc. Însumînd porțiunile cu variații uniforme, se poate evalua participarea efectului Joule.

Participarea efectului Joule în procesul de topire duce la scăderea energiei disponibile pentru topirea metalului de bază și, ca urmare, scade pătrunderea concomitent cu creșterea cantității de metal din benzi. Acest fapt poate duce, fie la creșterea înălțimii placajului, fie la mărirea vitezei de placare.

Elaborarea tehnologiei de placare sub flux cu două benzi din oțel inoxidabil (și descărcare în arc) a oțelului G52/28 s-a făcut cu scopul de a mări eficiența economică a procedeului de placare (creșterea productivității, reducerea manoperei) avînd ca domenii de aplicare fabricarea unor componente bimetalice.

Față de placarea cu o bandă, placarea cu două benzi are următoarele avantaje: rata depunerii este de aproximativ două ori mai mare; suprafața placată într-o oră este de aproximativ 2,8 ori mai mare; viteza de placare este de aproximativ 2,5 ori mai mare.

Principalele cerințe impuse placajului sînt: duritatea pe suprafața prelucrată sau neprelucrată a placajului să fie de maximum 240 *HB*; conținutul de ferită delta pe suprafața prelucrată sau neprelucrată a placajului să fie de maximum 10%; suprafața placajului să fie fără defecte (fisuri, indicații de defecte izolate rotunde mai mari de 0,5 mm); rezistența la coroziune intergranulară conform DIN 50914 trebuie să fie asigurată pe o grosime de 2,0 mm de la suprafața prelucrată sau neprelucrată a placajului; compoziția chimică pe ultimii 2 mm de la suprafața prelucrată sau neprelucrată a placajului să fie următoarea:

C max. 0,03%; Si max. 1,0%; Mn max. 2,0%; P max. 0,045%; S max. 0,03%; Ni 10—14%; Cr 16—18%; Mo 2—3%.

Metalul de bază. Suportul care se plachează este un oțel cu granulație fină G52/28, în stare normalizată. Compoziția chimică a acestui oțel este cuprinsă între următoarele limite:
C 0,18 și 0,27%; Mn 0,80 și 1,25%; Si 0,20 și 0,50%; Cu 0,10 și 0,35%; Al 0,015 și 0,070%; S max. 0,015%; P max. 0,025%; Ni max. 0,07%; V max. 0,07%; Nb max. 0,040%; Mo max. 0,08%; Cr max. 0,25%.

Materiale de adaos. Pe baza calculelor și a concluziilor rezultate din lucrările [1], [5], [6] s-au ales următoarele materiale de adaos:

— pentru primul strat, bandă din oțel de tipul 309 CbLc, de dimensiuni 60×0,5 mm;

— pentru stratul al doilea, bandă de aceleași dimensiuni 60—0,5 mm, de tipul 316 Lc;

— fluxul utilizat în cuplu cu aceste benzi este topit, cu aspect spongios, fără mangan.

Tehnologia placării prin sudare sub flux cu două benzi și descărcare în arc a oțelului G52/28

În vederea determinării diluției în stratul întîi și al doilea de placaj, s-au realizat depuneri pe plăci din oțel G52/28.

Parametrii tehnologici utilizați la placare s-au stabilit pe baza mai multor experimentări [1]. Depunerile s-au realizat cu două benzi de dimensiuni 60×0,5 mm, folosind următorii parametri tehnologici: $I_s = 1250—1300$ A; $U_a = 30—32$ V; $v_s = 29 — 30$ cm/min; H_l (lungimea liberă a benzii) = 25 mm; H (înălțimea fluxului) = 30 mm; n_t (numărul de straturi) = 2; temperatura între treceri și rînduri $\nu_{tp} = 150$°C; temperatura de preîncălzire a metalului de bază ν_{MB} max. 100°C; suprapunerea rîndurilor: 5—7 mm; distanța între benzi: 8 mm.

La aceste depuneri s-a determinat conținutul de Ni în metalul de bază, în primul și al doilea strat de placaj. În tabelul 1 sînt redate rezultatele acestor determinări, precum și unele date necesare calculării diluției în stratul întîi și al doilea de placaj, pe baza concentrației de Ni.

Diluția a_i în stratul i de placaj se calculează [1] cu ajutorul relației:

$$a_i = \frac{C_{ti} - C_{MAi} \pm C_{Fi}}{C_{ti-1} - C_{MAi} \pm C_{Fi}} \qquad (1)$$

În cazul în care pentru primul strat se utilizează un tip de material de adaos (cuplu bandă — flux), iar pentru celelalte straturi se folosește alt tip de material de adaos, diluția se consideră aceeași în toate straturile ($a_i = a$). Pentru calculul ei [1], [2] se poate utiliza relația:

$$C_{ti} = [C_{MB} - (C_{MA_1} \pm C_{F_1})]a_i + [(C_{MA_1} \pm C_{F1}) - (C_{MA_2} \pm C_{F_2})]$$

$$a^{i-1} + C_{MA_2} \pm C_{F_2} \qquad (2)$$

Semnificația notațiilor din relațiile (1) și (2) este:

C_{ti} — concentrația unui element în stratul i de placaj;

C_{MB} — concentrația unui element în MB; pentru $i = 1$

$$C_{ti-1} = C_{to} = C_{MB}$$

C_{MA_1} — concentrația unui element în metalul de adaos MA_1 (în cazul de față concentrația de Ni în banda 309 CbLc);

Tabelul 1

Concentrația de nichel în metalul de bază și metalul de adaos

Locul determinării	Concentrația de Ni, %		
	Simbolizarea	Valoarea, %	Obs.
Metalul de bază G 52/28	C	0,07	detaliile privind simbolizarea sînt redate în pag. 405
Metalul de adaos pentru primul strat	C MA1	12,45	
Metalul de adaos pentru al doilea strat	C MA2	12,81	
Metalul depus în primul strat	C_{t_1}	9,92—10,10	
Metalul depus în al doilea strat	C_{t_2}	12,31—12,32	

C_{MA_2} — concentrația unui element în MA_2 în cazul de față concentrația de Ni în banda 316 Lc);

C_{F_1} — coeficientul de activitate al fluxului în cuplu cu MA_1, respectiv cu banda 309 CbLc;

C_{F_2} — coeficientul de activitate al fluxului în cuplu cu MA_2, respectiv cu banda 316 Lc (în cazul fluxului LW 410, $C_{F_1} = C_{F_2} = 0$).

Înlocuind valorile din tabelul 1 în relația (1), se obțin rezultatele redate în tabelul 2.

Tabelul 2

Valorile diluției în straturile 1 și 2 de placaj

Locul determinării	Valorile diluției, %
Stratul 1	$a_1^{'Ni} = 20$ $a_1^{''Ni} = 18,9$
Stratul 2	$a_2^{'Ni} = 17,3$ $a_2^{''Ni} = 18,45$

În cazul cînd $a_1 = a_2 = a$, înlocuind datele din tabelul 2 în relația (2), rezultă că valoarea diluției este dată de soluția pozitivă a ecuației:

$$12,38\ a^2 + 0,36\ a - 0,5 = 0$$

adică: $a = 0,1869$ (2).

Valorile diluției obținute prin calcul pe baza concentrației de Ni sînt aproximative, deoarece anumite erori care pot interveni la determinarea conținutului de Ni din metalul de bază, metalul de adaos și placaj influențează semnificativ valorile diluției.

Analiza acestor valori arată că ele se situează sub limita superioară de 20%, admisă la placarea prin sudare sub flux cu o bandă.

Cu tehnologia prezentată s-au realizat mai multe probe de dimensiuni $500 \times 300 \times 60$ mm (fig. 3).

Placajele s-au realizat cu o instalație specializată executată în acest scop la ISIM Timișoara. Capul de placare cu două benzi, aferent instalației, este prezentat în figura 4.

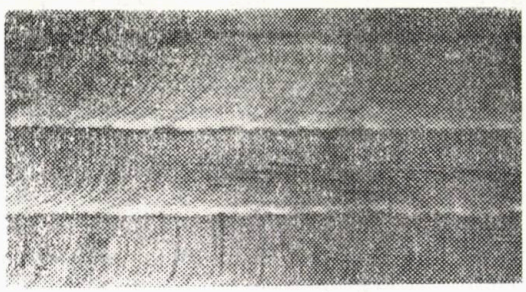


Fig. 3. Aspectul placajului pentru proba *B*

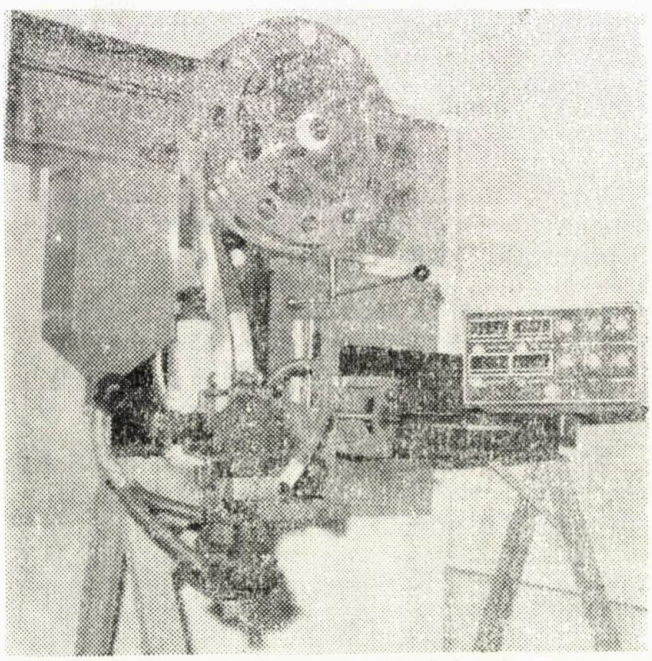


Fig. 4. Cap de placare cu două benzi

Tratamentul termic aplicat probelor a fost diferit. Unul a fost efectuat după realizarea primului strat de placaj, conform diagramei din figura 5, *a* celălalt după realizarea stratului al doilea de placaj, conform diagramei din figura 5, *b*.

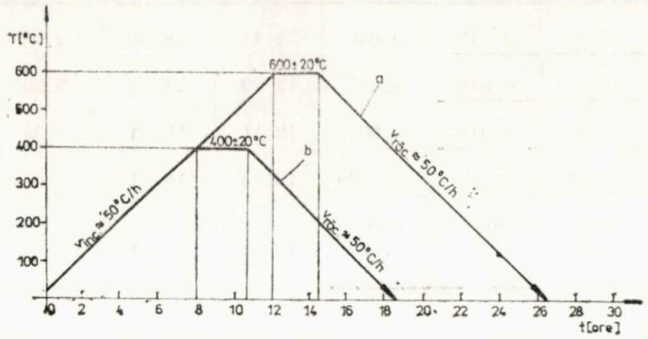


Fig. 5. Diagramele de tratament termic

Proba *A* a fost supusă numai unui tratament termic după realizarea stratului al doilea de placaj, conform diagramei de tratament din figura 5, *a*.

Scopul urmărit în cazul probei *A* a fost acela de a evidenția posibilitatea obținerii unui placaj care să corespundă cerințelor impuse în condițiile unor importante economii de manoperă și energie comparativ cu proba *B*.

În urma controlului vizual, cu lichide penetrante, și ultrasonic, nu s-au constatat defecte neacceptabile, condițiile de calitate urmărite fiind cele din COD ASME I-1960 art. 6.

Rezultatele măsurătorilor conținutului de Feδ în cazul celor două probe, *A* și *B*, sînt prezentate în tabelul 3.

Valorile procentuale ale conținutului de Feδ măsurate prin metoda magnetică în stratul al doilea de placaj se încadrează în limitele impuse atît înainte, cît și după tratamentul termic aplicat probelor.

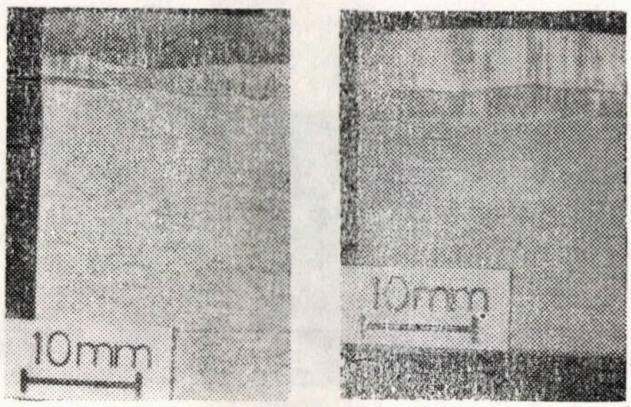
Compoziția chimică a placajului s-a determinat conform prescripțiilor impuse, pe o distanță de 2 mm de la suprafață spre metalul de bază.

Rezultatele acestor determinări și limitele impuse sînt redate în tabelul 4.

Compoziția chimică a placajului se înscrie în limitele impuse cu excepția unei determinări pentru proba *B*, unde carbonul este mai mare cu 0,001% decît limita impusă. Acest fapt se datorează conținutului mai ridicat de carbon în metalul de bază (0,29% C), cu 0,02% față de limita superioară impusă de 0,27%. Depășirile la conținutul de crom cuprinse între 0,59 și 0,62 acționează favorabil asupra rezistenței la coroziune.

Analiza structurală (macroscopică+microscopică) s-a efectuat conform STAS 10952/1—77 în placajele realizate pe epruvetele prelevate din probele placate.

Analiza macroscopică efectuată nu a pus în evidență defecte de placare (fig. 6, *a* și *b*).



a *b*

Fig. 6. Macrostructură : *a* — proba *A* ; atac V_2A — fierbere ; *b* — proba *B* ; atac V_2A — fierbere

Analiza microscopică a metalului depus a arătat existența structurilor austenitice cu ferită delta și carburi complexe plasate intergranular (fig. 7, *a* și *b*).

Analiza figurilor prezentate arată că nu există diferențe semnificative între structurile placajelor realizate pe cele două probe *A* și *B*, care au fost supuse la tratamente termice diferite.

Tabelul 3

Rezultatele măsurătorilor conținutului de ferită delta

Proba	Stratul	Conținutul de Fe δ, %, Fischer	
		Înaintea tratamentului termic Rezultatele măsurătorilor individuale	După tratamentul termic Rezultatele măsurătorilor individuale
A	1	*4,2* ; 5,1 ; 48 ; 5,8 ; 7,2 ; 8,3 ; 7,4 ; 8,1 ; 6,3 ; 6,8	—
		6,2 ; 6,3 ; 6,7 ; 6,9 ; 7,0 ; 7,1 ; *7,3* ; 7,0 ; 6,8 ; 6,4	*5,2* ; 5,7 ; 5,8 ; 5,4 ; 5,8 ; 5,7 ; 5,9 ; *6,1* ; 5,8
B	1	*4,3* ; 4,4 ; 4,7 ; 4,8 ; 5,0 ; 5,1 ; 5,3 ; 5,4 ; 5,6 ; 5,9	5,4 ; 5,2 ; 4,0 ; 5,0 ; 5,0 ; 4,3 ; 4,1 ; 4,0 ; 5,1 ; 4,0
		5,9 ; 6,0 ; 6,0 ; 6,1 ; *5,8* ; 6,6 ; 7,2 ; 6,3 ; 6,2 ; *7,3*	*5,8* ; 6,9 ; 6,1 ; 6,0 ; 5,7 ; 6,9 ; 7,0 ; 6,3 ; 5,6 ; 7,4

Tabelul 4

Compoziţia chimică a placajelor

Modul de determinare	Probele		Compoziţia chimică, %							
			C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
Chimic	A	A_1	0,028	0,78	0,96	0,019	0,005	12,19	18,59	2,36
		A_2	0,029	0,78	0,99	0,019	0,005	12,22	18,62	2,36
Spectral	B	B_1	0,030	0,81	0,96	0,019	0,005	12,11	18,51	2,38
		B_2	0,031	0,82	0,94	0,019	0,0049	12,12	18,51	2,38
			max. 0,03	max. 1,0	max. 2,0	max. 0,045	max. 0,03	10—14	16—18	2—3

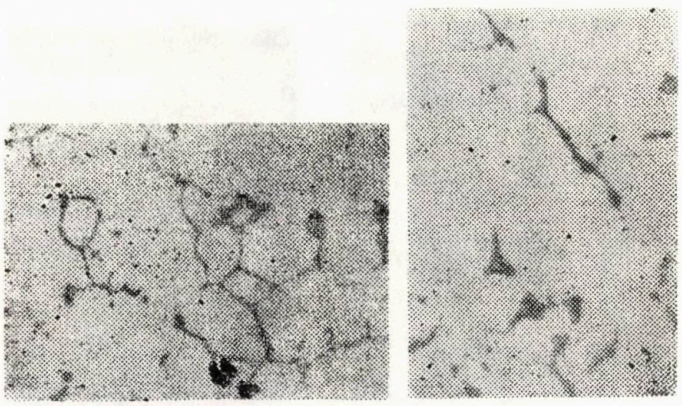


Fig. 7. Microstructură: *a* — proba *A*; atac V_2A; 500×; *b* — proba *B*; atac V_2A; 500×

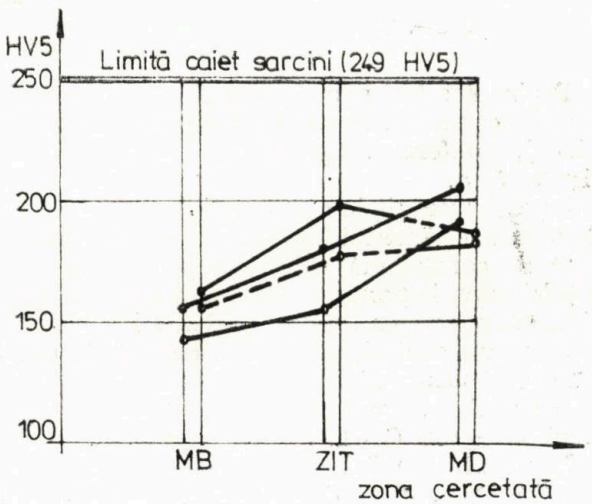


Figura 8. Diagrama de variaţie a durităţii *HV*5 la probele A51 şi B51

Încercarea de duritate *HV5* s-a executat conform STAS 492—78 pe suprafaţa transversală a unui număr de 16 epruvete prelevate din probele placate.

Variaţia durităţii în zonele caracteristice la două dintre aceste epruvete este prezentată în diagrama din figura 8.

Analiza diagramelor din această figură demonstrează că, atît la proba *A*, cît şi la proba *B*, durităţile au valori sub cea impusă de 249 *HV*5.

Încercarea rezistenţei la coroziune intergranulară conform DIN 50.914 s-a executat pe 12 epruvete (şase din proba *A*, şase din proba *B*), prelevate de la suprafaţă spre metalul de bază. Epruvetele, după o pregătire metalografică, conform STAS 4203-74, au fost examinate structural în vederea verificării calităţii placajului, apoi au fost supuse fierberii timp de 15 ore în soluţie corosivă conform DIN 50.914-82. Examinările microscopice efectuate asupra epruvetelor după fierbere au pus în evidenţă figuri de coroziune slab reliefate, acceptate de DIN 50.914.

Adîncimea figurilor de coroziune determinată la microscopul optic pe zece cîmpuri are valorile prezentate în tabelul 6.

Tabelul 5

Adîncimea figurilor de coroziune

Marcajul pe epruvete	Adîncimea figurilor de coroziune, μm	
	Valorile individuale	Valorile admise
A 4.1	16 ; 16 ; 16 ; 15 ; 16 ; 15 ; 15 ; 15 ; 15 ; 16	50
A 4.3	15 ; 15 ; 15 , 15 ; 16 ; 17 ; 17 ; 16 ; 17 ; 16	50
A 6.1	19 ; 19 ; 18 ; 18 ; 18 ; 19 ; 15 ; 17 ; 16	50
A 6.3	15 ; 15 ; 16 ; 15 ; 15 ; 16 ; 16 ; 16 ; 15 ; 15	50
A 7.1	23 ; 20 ; 20 ; 18 ; 21 ; 21 ; 18 ; 19	50
A 7.2	26 ; 20 ; 20 ; 22 ; 23 ; 25 ; 20 ; 20	50
B 4.1	14 ; 11 ; 13 ; 13 ; 13 ; 11 ; 14 ; 11 ; 11 ; 13	50
B 4.2	19 : 15 ; 16 ; 18 ; 15 ; 15 ; 16 ; 16 ; 18	50
B 6.1	15 ; 14 ; 15 ; 16 ; 16 ; 16 ; 16 ; 16 ; 15 ; 15	50
B 6.3	17 ; 17 ; 16 ; 15 ; 15 ; 15 ; 14 ; 13 ; 13	50
B 7.1	14 ; 14 ; 14 ; 15 ; 15 ; 14 ; 15 ; 15 ; 14 ; 14	50
B 7.2	16 ; 16 ; 16 ; 15 ; 13 ; 13 ; 15 ; 15 ; 13 ; 13	50

Din tabelul 6 rezultă faptul că valoarea maximă de 26 μm este mult mai mică decît cea admisă (50 μm).

Tabelul 6

Rezultatele încercărilor la îndoire

Marcajul pe probă	Dimensiunile epruvetelor			Marcajul pe epruvete		Diametrul dornului, mm	Unghiul de îndoire	Obs.
	L, mm	a, mm	b, m	îndoire frontală	îndoire laterală			
A	240	17	30	A2.1	—	60		
A	240	17	30	A12.1	—	60		
B	240	17	30	B2.1	—	60		
B	170	17	30	B12.1		60	180°	fără fisuri
A	170	10	35	—	A11.1	40		
A	170	10	35	—	A3.1	40		
B	170	10	35	—	B1.1	40		
B	170	10	35	—	B3.1	40		

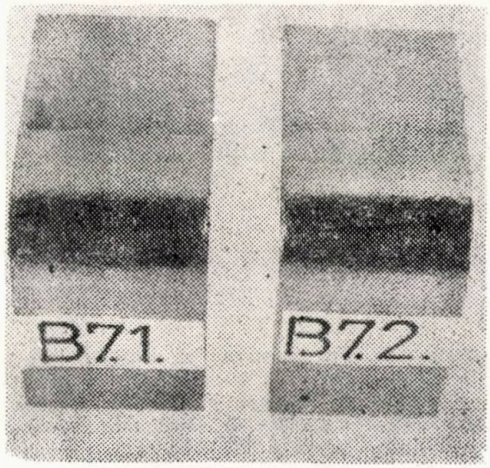


Fig. 9. Probele îndoite după atacul corosiv

În baza acestui criteriu epruvetele se consideră acceptate.

După atacul corosiv și examinarea microscopică, probele au fost îndoite la un unghi de 90°. Pe suprafața întinsă a probelor nu s-au decelat fisuri (fig. 9).

Analiza rezultatelor încercărilor la coroziune intergranulară a reliefat faptul că placajele realizate pe probele *A* și *B* au o rezistență corespunzătoare. Toate epruvetele încercate conform DIN 50.914 au fost acceptate.

Încercarea la îndoire a fost executată conform STAS 12054—82 și 777—80. Rezultatele încercărilor sînt redate în tabelul 7.

Analiza rezultatelor arată că toate epruvetele s-au îndoit la un unghi de 180° fără fisuri.

Concluzii

Din datele prezentate rezultă faptul că a fost elaborată o nouă tehnologie de placare sub flux cu două benzi a oțelului G52/28 în două variante :

— cu două straturi și un tratament termic ;

— cu două straturi și două tratamente termice.

Probele realizate conform acestei tehnologii (marcate cu *A* și *B*) au fost supuse unui program de examinări, constatîndu-se următoarele aspecte :

— Suprafețele placajelor sînt netede și fără defecte neacceptabile, cu denivelările suprapunerilor mai mici de 0,5 mm. De asemenea, nu s-au identificat defecte de neaderență (lipsă de topire) și defecte volumice între rînduri și straturi (incluziuni de zgură). Analiza macroscopică și microscopică efectuată nu a pus în evidență defecte de placare. Structura placajelor este austenitică cu ferită delta și carburi complexe plasate inter și intragranular. Nu s-au decelat faze dure de tip fază sigma. Între structurile placajelor realizate pe cele două probe *A* și *B*, supuse unor tratamente termice diferite, nu s-au semnalat diferențe semnificative.

— Valorile procentuale ale conținutului de ferită delta determinate prin metoda magnetică, pe suprafața placajelor, se înscriu între limitele impuse de 5 și 10%, atît înainte, cît și după tratamentul termic aplicat probelor.

— Compoziția chimică a placajelor se înscrie în limitele impuse, cu excepția carbonului la proba *B*, unde acesta a fost mai mare decît cel impus.

— Încercarea de duritate *HV*5 a arătat că rezultatele încercării de duritate sînt sub limita maximă impusă (249 *HV*5), fapt care atestă că nu apar zone durificate care ar produce fragilizare structurală.

— Analiza rezultatelor încercărilor la coroziune intergranulară a reliefat faptul că placajele au rezistență corespunzătoare.

— Nu s-au constatat diferențe din punct de vedere al rezistenței la coroziune intergranulară între placajele realizate pe probele *A* și *B* supuse la tratamente termice diferite.

— Se remarcă faptul că, deşi carbonul în placaj la proba *B* a fost mai mare cu 0,001% decît cel impus, rezistenţa la coroziune a placajului a fost corespunzătoare.

— Ansamblul metal de bază — placaj are o bună capacitate de deformare plastică. Toate epruvetele încercate s-au îndoit la un unghi de 180° fără fisuri.

— Cu diluţia de 18% s-a determinat grafic şi prin calcul compoziţia chimică a placajului.

Compoziţia chimică astfel determinată se înscrie în limitele impuse. Diferenţele dintre compoziţia chimică calculată şi cea determinată în laborator sînt neglijabile. Cu ajutorul compoziţiei chimice menţionate anterior s-a determinat conţinutul de ferită delta din diagrama Schaeffler.

Valorile procentuale ale conţinutului de ferită delta determinate prin metoda magnetică pe suprafeţele placajului se înscriu în domeniul de valori obţinute din diagrama Schaeffler.

Aceste rezultate atestă justeţea metodei de selectare a materialelor de adaos pentru placare, prin determinări grafice şi calcule analitice, în scopul realizării unor placaje care să corespundă unor cerinţe privind compoziţia chimică, rezistenţa la coroziune, conţinutul de ferită delta etc.

Prin aplicarea tehnologiei elaborate se obţin importante economii de manoperă.

BIBLIOGRAFIE

[1] Şubu, T. *Contribuţii la placarea prin sudare sub flux cu bandă.* Teză de doctorat, Institutul Politehnic „Traian Vuia" Timişoara, 1984.

[2] Starcenko, E. G. ş.a. *Partieularităţile formării rîndurilor de sudură la încărcarea prin sudare sub flux cu doi electrozi bandă la acoperirile anticorosive.* In: Avtomaticeskaja svarka, U.R.S.S., nr. 9, p. 56—59, 1983

[3] Scherl, P., Winter, K., Neff, F., Oring, H.: *Das Doppelbandschweissen, praktische Durchführung.* Kapfenberg, 1973.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 3, 1989

Algoritmizarea conducerii dispozitivelor cu mai multe poziţii de încărcare a furnalelor, p. 5 — Folosirea măsurătorilor acustice la diagnosticarea mersului furnalului, p. 9 — Strangularea progresivă a primelor camere cu vid de la maşinile de aglomerare, p. 12 — Studierea procedeului de elaborare în furnal a fontei de turnătorie, p. 15 — Conducerea proceselor de elaborare a oţelului, p. 19 — Optimizarea interacţiunii agregatelor pentru elaborarea oţelului cu maşinile de turnare continuă a semifabricatelor, p. 24 — Utilizarea sondelor de măsurare la elaborarea oţelului în convertizoare, p. 27 — Conducerea procesului de elaborare a oţelului în convertizor în condiţiile combinatului metalurgic Karagandinsk, p. 29 — Perfecţionarea asigurării algoritmice a sistemului automatizat de conducere a producţiei tehnologice „Elaborare" în secţia de convertizoare de la combinatul metalurgic Cerepoveţ, p. 31 — Automatizarea agregatului tandem pentru elaborarea oţelului cu utilizarea dispozitivului de comandă a microprocesorului, p. 33 — Sistem automatizat de dozare a fontei şi de înregistrare a temperaturii acesteia în oala pentru transportul fontei, p. 35 — Utilizarea deşeurilor rezultate din industria de metale neferoase la elaborarea oţelului în convertizoare, p. 37 — Elaborarea oţelului în cuptoare Martin cu utilizarea zgurelor rezultate de la producţia de aluminiu secundar, p. 41 — Sistem automatizat de calcul a încărcăturii la elaborarea oţelului în cuptoare electrice de putere mare, p. 45 — Utilizarea heliului la răcirea lingourilor retopite electric sub zgură şi sub vid, p. 48 — Încercări industriale ale tehnologiei de economisire a energiei la laminoarele de 2000 de la C.M. Novo-Lipeţk şi Cerepoveţ, p. 49 — Reglementarea automată a regimului de prindere la laminorul degrosisor, p. 54 — Sistem hidraulic de reglare automată a grosimii benzii la laminorul 800 de la C.M. Orsko-Halilovsk, p. 56 — Sistem automatizat de evidenţă a procesului de producţie la linia de presare şi laminare, p. 59 — Dispozitiv hidraulic de presare pentru reglarea în volum cu drosel, p. 61 — Stabilizarea grosimii medii a peretelui ţevilor în laminorul reductor la agregatul pentru fabricarea ţevilor 30—102, p. 65 — Calculul traseelor raţionale de trefilare pentru laminoarele cu înmagazinarea pe calculator electronic, p. 70 — Linie de împachetare a colacilor de sîrmă de mare tonaj, p. 73 — Instalaţie pentru formarea şi stocarea colacilor de sîrmă cu un diametru exterior de pînă la 1500 mm, p. 75 — Mecanizarea muncii manuale la ambalarea produselor de sîrmă, p. 75 — Linie de ambalare a sîrmei din pulberi în cutii metalice, p. 76 — Utilizarea răcirii cu aer şi apă la călirea îmbinărilor sudate de la prăjinile de foraj, p. 78 — Obţinerea de laminate din oţel carbon cu structură perlitică cu dispersie fină, p. 81 — Influenţa metodei de elaborare asupra proprietăţilor electrice ale aliajelor rezistive, p. 84 — Călirea în trepte a sîrmei pentru arcuri, p. 86 — Infuenţa reziduurilor insolubile asupra proprietăţilor pulberii de fier dispersate, p. 90 — Planificarea optimă a dezvoltării producţiei tipurilor economice de produse metalice, p. 92 — Analiza tehnologiei de tratament termochimic a benzii cu acoperiri de aluminiu şi zinc, p. 97 — Cedarea de căldură la răcirea metalului cu lichid, p. 100 — Alegerea structurii sistemului de reglare automată a puterii cuptoarelor electrice, cu arc, p. 104 — Linie automatizată de matriţare, asamblare şi de pregătire termogazodinamică a vaselor din inox emailate, p. 105 — Experienţa realizării unui complex-robot de matriţare pentru fabricarea de mărfuri de larg consum, p. 108.

produce :

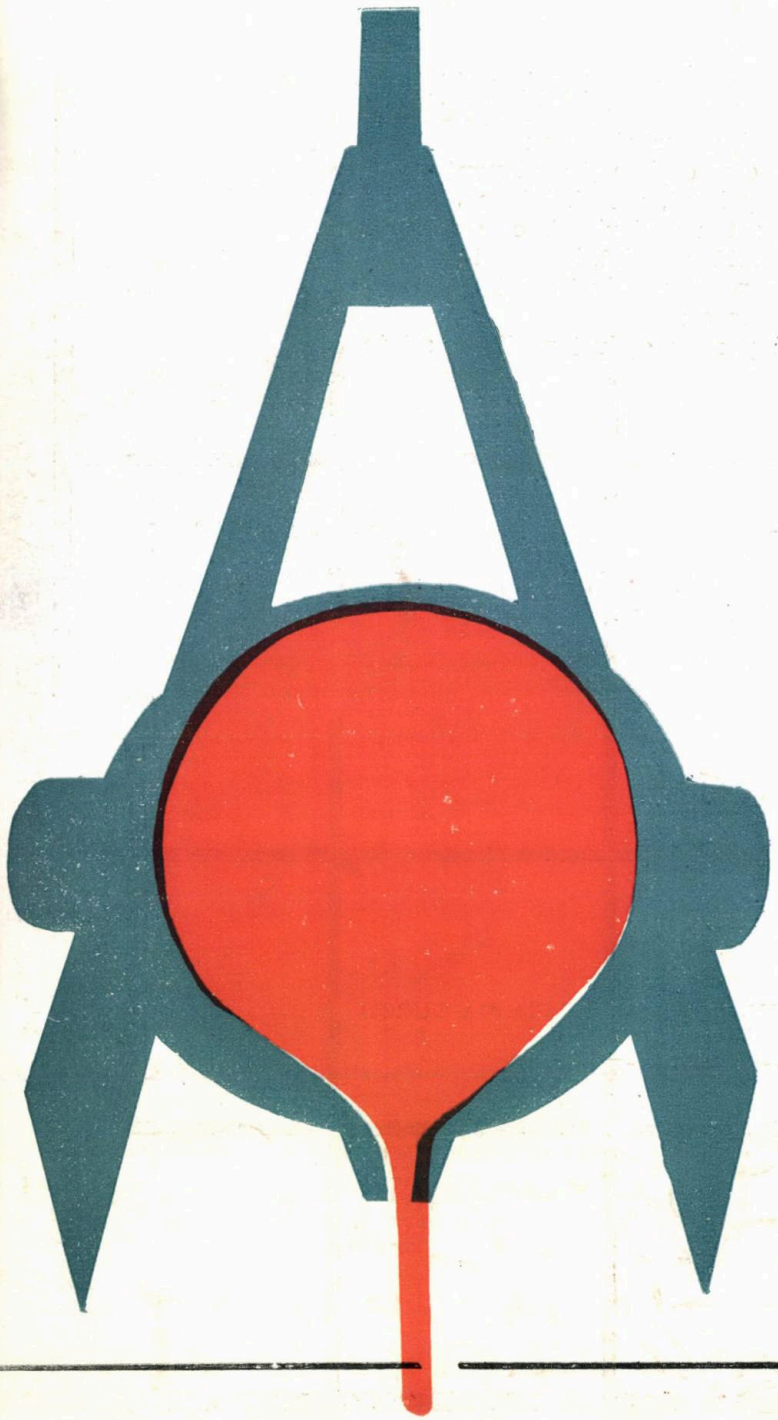
— laminate și bare trase din oțeluri carbon obișnuit, carbon de calitate, aliat, pentru construcții de mașini, pentru rulmenți, arcuri și scule ;
— sîrme trefilate din oțel carbon și aliat pentru sudare, beton precomprimat, arcuri, taloane, armarea furtunurilor pentru agricultură, cu suprafață mată, lucioasă, zincată, alămită, bronzată ;
— electrozi de sudură pentru oțeluri nealiate, aliate, inoxidabile și refractare ;
— fluxuri de sudură pentru oțeluri nealiate, aliate și inoxidabile ;
— cabluri din oțel

combinatul metalurgic cîmpia turzii

COMBINATUL METALURGIC CÎMPIA TURZII
Str. Laminoriștilor, nr. 145
Tel. 68661—666 ; telex 031—282

Centrul de Cercetari și Proiectari pentru Fabricație Produse Siderurgice Hunedoara

Execută pe bază de comenzi:



— studii și lucrări de cercetare

— proiecte și documentații tehnice de execuție

— analize de laborator pentru determinări fizice și chimice în domeniul perfecționării producției de cocs, aglomerat fontă, oțel și laminate

C C P F P S

— HUNEDOARA —

E 3280

KOH

METALURGIA

9

METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XLI • NR. 9 • SEPTEMBRIE 1989

CERCETARE
RESEARCH

- PROCESE METALURGICE
- PRODUSE PLATE
- ACOPERIRI DE PROTECȚIE

- METALLURGICAL PROCESS
- FLAT PRODUCTS
- PROTECTION COATING

PROIECTARE
DESIGN

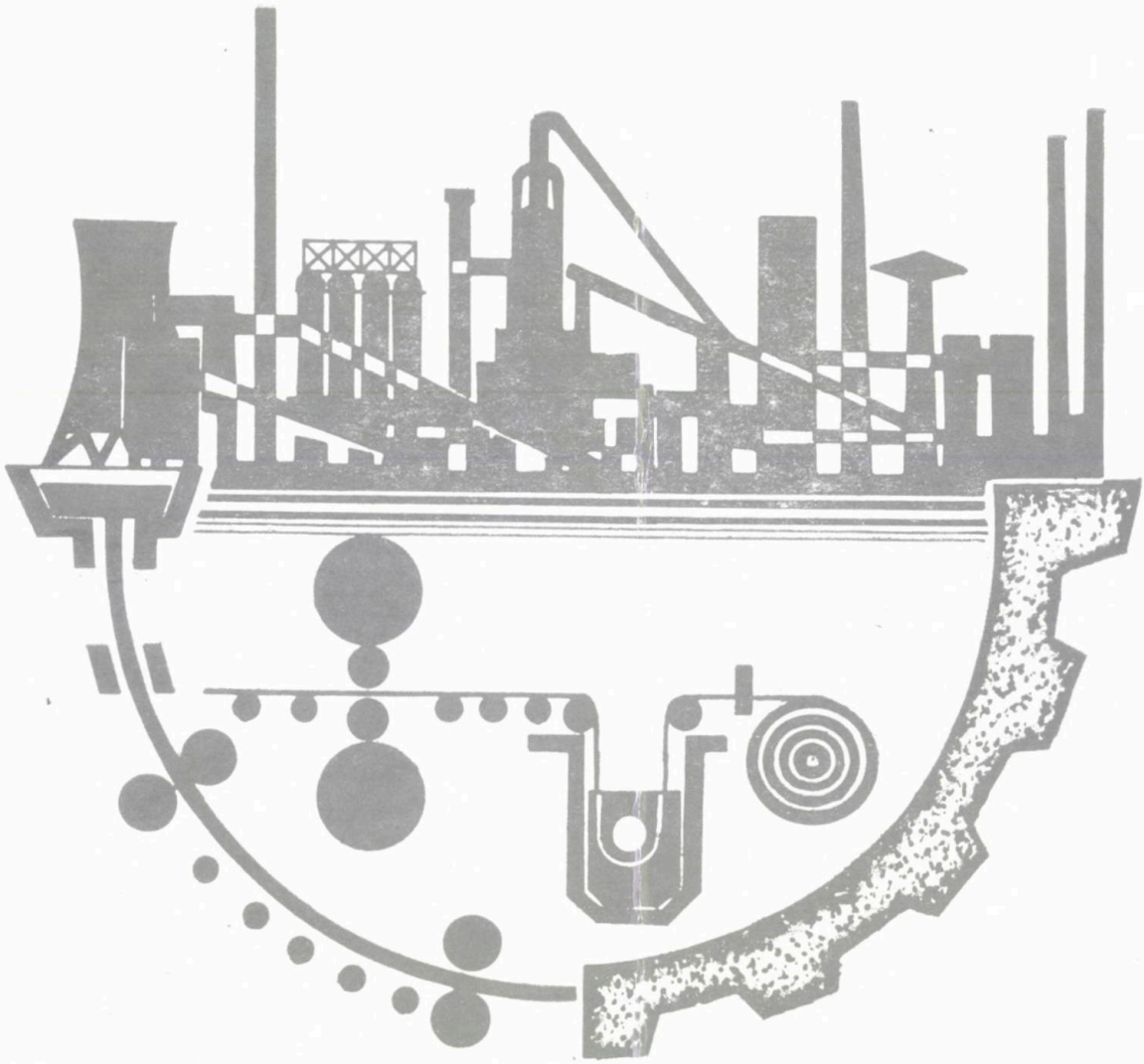
- TEHNOLOGII DE FABRICAȚIE METALURGICE
- LINII DE PROCES PENTRU PRODUSE PLATE
- INSTALAȚII DE ACOPERIRI DE PROTECȚIE

- METALLURGICAL MANUFACTURE TECHNOLOGIES
- PROCESS LINES FOR FLAT PRODUCTS
- PLANTS FOR PROTECTION COATINGS

MICROPRODUCȚIE
MICROPRODUCTION

- BENZI ÎNGUSTE SUBȚIRI LAMINATE LA RECE
- CUȚITE PENTRU DEBITAREA LAMINATELOR

- NARROW THIN COLD ROLLED STRIPS
- KNIVES FOR ROLLED PRODUCTS CUTTING



ICPPAM

M.I.M. CENTRALA INDUSTRIALĂ SIDERURGICĂ GALAȚI
INSTITUTUL DE CERCETĂRI ȘI PROIECTĂRI DE FABRICAȚIE PENTRU PRODUSE PLATE ȘI ACOPERIRI METALICE
GALAȚI – MAGISTRALA C.S.G. NR. 2, TEL. 40022, TELEX 5123

REPREZENTANTUL PENTRU RELAȚII EXTERNE ESTE ÎNTREPRINDEREA DE COMERȚ EXTERIOR – UZINEXPORT – CU SEDIUL LA BUCUREȘTI, B-DUL REPUBLICII NR. 12, TELEFON 137986; 139389 – TELEX 0-11214

METALURGIA

Anul 41 Nr. 9 Septembrie 1989

CUPRINS

Stroe, I. și Velisar, Anica: **Refractare din sintere simultane pentru tratarea oțelului în afara cuptorului** 415

Pop, Gh.: **Experimentări industriale privind turnarea lingourilor cave din oțel** 417

Pascu, D. R. și Pascu, Mihaela: **Cercetări privind utilizarea oțelurilor slab aliate Cr-Mo-V la construcții sudate** 421

Ilie, N., Istrate, Rodica și Kaba, L. D.: **Îmbunătățirea prin netezire a parametrilor funcționali ai pieselor utilizate în siderurgie** 427

Dumitrescu, T.: **Temperatura de 345°C—punct critic în desfășurarea unor fenomene fizice și în variația proprietăților fierului și aliajelor sale** 429

Oprea, Fl., Ciocan, Anișoara și Ciocan, N.: **Aliaje complexe cu conținut de calciu, utilizate la tratarea oțelurilor (II)** 433

Isac, Mihaiela și Răducanu, Doina: **Utilizarea modelării matematice asistate de calculator în tehnologia tratamentelor termice aplicate oțelurilor de înaltă rezistență microaliate** 436

Cohn, E., Scurtu, Ioana, Ionescu, Cornelia și Rădoi, I.: **Îmbunătățirea calității amestecurilor de formare pe bază de bentonită** 440

Bratu, C. și Sofroni, L.: **Cercetări privind dirijarea procesului de solidificare în nodurile termice ale pieselor turnate din oțel prin utilizarea microrăcitorilor** 444

Rișoșan, I. Petruș I. și Pintea V.: **Eficiența și condițiile de utilizare a carburii de siliciu metalurgice la elaborarea fontelor de turnătorie** 449

Pumnea, C.: **Poluarea în industria metalurgică** . . . 455

Cioacă, P., Winckelbauer, Greta, Lovin, Maria, Bogdan, M. și Panaite, D.: **Posibilități de studiu prin simularea matematică a fluxurilor tehnologice din industria metalurgică** 459

Revista revistelor 416 420, 426

Recenzie 435 439, 443

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM, Departamentul Export-Import, Presă. P.O. Box 136—137, Telex: 11226 BUCUREȘTI, str. 30 Decembrie, nr. 3.

Președintele colegiului de redacție: prof. dr. ing. L. SOFRONI

Redactor: ELENA PÂRVU

Tehnoredactor: MARIETA RUBȚOV

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon: 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01 B.N. — R.S.R. — filiala sector 6 — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament: lei 180 anual. Costul unui exemplar: lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

I. P. „Informația" — c. 1450

CONTENTS

DC : 666.76 ; 669.14

Stroe, I. and Velisar, A : **Refractory materials made of simultaneous sinters for steel treatment outside the furnace**

The paper presents the results of the experiments carried out in industry with basic refractory products obtained from spinellic sinter.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 415—416

DC : 621.746—412

Pop, Gh. : **Industrial experiments on the casting of steel hollow ingots**

The first part of the paper includes the definition, classification, use and metallographic use of steel hollow ingots, while mentioning economic and technological advantages related to forging parts from these ingots.

In the second part of the paper the author presents the experimental technology used to cast hollow ingots with a mass between 11 and 38 t. To this regard the author briefly presents the technological process of direct casting, the basic criteria for the dimensions of hollow ingots and the basic parameters of the process.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 417—420

DC : 669.14.018.62

Pascu, D. R., Pascu, Mihaela : **Researches concerning the Romanian low alloy steels, type Cr-Mo-V, for heavy duty welded structures (Part II)**

The paper deals with the comparative researches concerning Romanian and foreign Cr-Mo-V low alloy steels as regards the metallurgical behaviour for welding and post-welding heat treatments.

Finally, on the basis of the structural and mechanical testing results, the good metallurgical behaviour for welding and postwelding heat treatments of Romanian Cr-Mo-V steels type in hardened and tempered state, is appreciated. These steels are used for heavy duty welded structures from chemical oil-industry and nuclear plants.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 421—426

DC : 666.1 : 621.747

Ilie, N., Istrate, Rodica and Kaba, L. D. : **The improvement by smoothing of the operational parameters of parts used in iron and steel industry**

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 427—428

DC : 669.12 : 669.11

Dumitrescu, T. : **345°C — a critical point in the development of physic phenomena and in the variation of the properties of iron and its alloys**

The author carried out researches based on refined methods of analysis which pointed out modification of the specific volume, linear dilatation and internal friction at 345°C. This transformation temperature was pointed out for the first time by Sirovici and was later confirmed by the Romanian researchers Ovidiu Bolgiu and Traian Negrescu.

Metalurgia 41(1989), nr. 9, p. 429—432

DC : 669.018 : 669.891

Oprea, Fl., Ciocan, Anişoara and Ciocan, N. : **Complex alloys with calcium content used to steel treatment (II)**

On the basis of the calcium behaviour in binary and complex systems, the authors analyse the possibilities of increasing the calcium efficiency by its use in complex system. The authors present the experimental results concerning the way of obtaining calcium ferroalloys, based on the use of Romanian materials.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 433—435

DC : 621.785 : 681.3

Isac, Mihaiela and Răducanu, Doina : **The use of computer assisted mathemtic modelling in the heat treatment technology applied to high resistance microalloyed steels**

The paper presents a mathematic model applied with a view to determining the influence of heat and time parameters of quenching and tempering on the mechanical characteristics of Cr-Mo-B-V-Ni high resistance low alloy steel.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 436—439

DC : 621.742 : 621.742.44

Cohn, E., Scurtu, Ioana, Ionescu, Cornelia and Rădoi, I. : **The improvement of bentonite foundry sand quality**

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 440—443

DC : 621.746.01

Bratu, C. and Sofroni, L. : **Researches on the solidification process control**

The paper presents a solidification process control in the secondary heat knots of steel castings, with a view to eliminating the concentrated shrinkage hole and microshrinkage holes.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 444—448

DC : 621.746.01 : 669.13

Ripoşan, I., Petruş, I. and Pintea, V. : **The use efficiency and conditions of the metallurgical silicon carbide in foundry ironmaking**

Where mixed with active additions, in granular and formed state (52—65 % Si, 25 — 33 % C) for electric furnaces and special briquettes (40 — 50 % Si, 20 — 25 %C) for cupolas replaces FeSi and high quality carburizing materials. Thus iron deoxidizing (70 — 95 %) and desulphurizing (30 % in cupola), the reduction of contraction porosities due to N and H, the increase of graphite generation and the prolongation of the durability of the modifying effect are accomplished.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 449—454

DC : 669.628.52

Pumnea, C. : **Pollution in the metallurgical industry**

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 455—458

DC : 681.32 : 658.286.2

Cioacă P., Winckelbauer, Greta, Lovin, Maria, Bogdan, M. and Panaite, D. : **Possibilities of study by mathematic simulation of the technological flows from the metallurgical industry**

The authors present the possibilities of studying by mathematical simulation of the technological process. They present the main simulation methods, while pointing out their advantages.

They also mention the main metallurgical processes and the technological flows which allow the efficient use of mathematical simulation on a model with the help of adequate simulation languages.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 459—462

INHALT

DK : 666.76 ; 669

Stroe, I. und Velisar, A. : **Feuerbeständige Werkstoffe aus simultanen Sintern für die Behandlung des Stahles ausserhalb des Ofens**

In der vorliegenden Arbeit werden die industriellen Versuchsergebnisse, die mit Hilfe der basischen feuerbeständigen Werkstoffe auf Basis von einheimischen spinellischen Sintern hergestellt werden, dargestellt.

Metalurgia 41(1989), nr. 9, p. 415—416

DK : 621.746—412

Pop, Gh. : **Industrielle Untersuchungen angesichts des Giessens von Hohlstahlblöcken**

Der erste Teil der Arbeit behandelt die Festlegung, die Klassifizierung, den Einsatz und die metallographische Struktur der aus Stahl gegossenen Hohlblöcke, indem auf den verfahrenstechnischen und wirtschaftlichen Vorteile, was das Schmieden der Werkstücke aus den o.g. Giesslingen betrifft, hingewiesen wird.

Im zweiten Teil der Arbeit wird auf die experimentelle Verfahrenstechnik die beim Giessen von Hohlblöcken mit der Masse zwischen 11 und 38t eingesetzt wird, hingewiesen. Mit diesem Ziel wurden kurz das Verfahren für fallenden Guss, die grundlegenden Kennzeichen für die Bemessung der Hohlblöcke sowie die Parametern des Verfahrens angeführt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 417—420

DK : 669.14.018.62

Paseu, D. R. und Pascu, Mihaela : **Untersuchungen zwecks Einsatz rumänischer niedriglegierter Cr—Mo—V Stähle die bei hochbeanspruchten Schweisskonstruktionen eingesetzt werden (Teil II)**

Es werden vergleichende Untersuchungen an niedriglegierten rumänischen Cr—Mo—V Stählen in—und ausländischer Herkunft betreffend ihr metallurgischer Verhalten beim Schweissen und während der Nachschweiss-Wärmebehandlung beschrieben.

Die Ergebnisse der Gefügeuntersuchung und der mechanischen Prüfungen zeigen ein gutes metallurgisches Verhalten beim Schweissen und bei der Nachschweiss-Wärmebehandlung rumänischer Cr—Mo—V Stähle in gehärteten und angelassenen Zustand, wodurch die Voraussetzungen für den Einsatz im Bereich der wirtschaftlich bedeutungsvollen Schweisskonstruktionen, in der Petrochemie und in der Kernenergietechnik, sowie für die Verminderung des Importaufwandes geschafft werden.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 421—426

DK : 666.1 : 621.747

Ilie, N., Istrate, Rodica und Kaba, L. D. : **Verbesserung der Betriebsparametern, aufgrund von Abschlichten, der in der Eisenhüttenkunde eingesetzten Werkstücke**

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 427—428

DK : 669.12 : 669.11

Dumitrescu, T. : **Die Temperatur von 345 °C, ein kritischer Punkt während des Verlafs einiger physikalischen Vorgänge und im Falle der Schwankungen der Eigenschaften des Eisens und dessen Legierungen**

Die Erforschungen aufgrund von Präzisionsmethoden haben die Veränderungen des spezifischen Volums, der linearen Dilatation und der internen Reibung bei einer Temperatur von 345°C hervorgehoben. Diese Umwandlungstemperatur wurde von den folgenden rumänischen Wissenschaftlern entwickelt, und zwar von : Sirovici und später Ovidiu Bolgiu und Traian Negrescu.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 429—432

DK : 669.018 : 669.891

Oprea, Fl., Ciocan, Anişoara und Ciocan, N. : **Komplexe Legierungen mit Kalziuminhalt, die während der Stahlbehandlung verwendet werden (II)**

Anhand des Kalziumverhaltens in binären und komplexen Systemen wurden die Vergrösserungsmöglichkeiten der Wirksamkeit des Kalziums durch den Einsatz in komplexen Systemen analysiert. Es wurden die Versuchsergebnisse im Bereich der Herstellung einiger Ferrolegierungen mit Kalziuminhalt, indem bei der Erzeugung rumänische Werkstoffe eingesetzt werden, dargestellt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 433—435

DK : 621.785 : 681.3

Isac, Mihaela und Răducanu, Doina : **Einsatz der rechnergesteuerten mathematischen Gestaltung bei den bei hochfesten, mikrolegierten Stählen eingesetzten Wärmebehandlungen**

Die Arbeit gibt ein einsetzbares mathematisches Modell zur Bestimmung des Einflusses der thermischen und zeitlichen Parametern der Härtung — und Rückglüh — Wärmebehandlungen, auf den mechanischen Eigenschaften eines niedriglegierten hochfesten Cr—Mo—B—V—Ni Stahles wieder.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 436—439

DK : 621.742 : 621.742.44

Cohn, E., Scurtu, Ioana, Ionaşcu, Cornelia und Rădoi, I. : **Verbesserung der Qualität der Formmassen auf Basis von Bentonit**

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 440—443

DK : 621.746.01

Bratu, C. und Sofroni, L. : **Erforschungen angesichts der Steuerung des Erstarrungsvorgangs**

Die Arbeit beschreibt eine Steuerungsmethode des Erstarrungsvorgangs aus den sekundären thermischen Knoten der Stahlgussstücke mit dem Ziel der Beseitigung der konzentrierten Lunkern und der Mikrolunkern.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 444—448

DK : 621.746.01 : 669.13

Ripoşan, I., Petruş, I. und Pintea, V. : **Wirkungsgrad und Einsatzbedingungen des metallurgischen Karborunds bei der Gusseisenherstellung**

SiC in einem Gemisch von aktiven Zusätzen in granuliertem und brikettiertem Zustand (52 — 65% Si, 25 — 33%C) im Falle der Elektrolichtbogenöfen und der speziellen Presslinge (40 — 50% Si, 20 — 25% C) im Falle der Kupolöfen, ersetzt FeSi und einige hochwertige Aufkohlungswerkstoffe. Es werden : die Desoxydation (70 — 95%) und die Roheisenentschwefelung (30% für den Kupolofen); die Verminderung der Kontraktionsporositäten welche N und H zu verdanken sind; die Intensivierung der Bildung des Graphits und die Erhöhung der Haltbarkeit des Modifikationseffekts erzielt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 449—454

DK : 669.628.52

Pumnea, C. : **Umweltverschmutzung in der metallurgischen Industrie**

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 455—458

DK : 681.32 :658.286.2

Cioacă, P., Winckelbauer, Greta, Sovin, Maria, Bogdan, M. und Panaite, D. : **Erforschungsmöglichkeiten durch mathematische Simulierung der Arbeitsgänge aus der metallurgischen Industrie**

Die Arbeit spiegelt die Erforschungsmöglichkeiten durch mathematische Simulierung, der aufgrund der Rechnungstechnik ausgeführten verfahrenstechnischen Vorgänge wieder. Es werden die wichtigsten eingesetzten Simulierungsmethoden, indem auf ihre Vorteile hingewiesen wird, dargestellt.

Die Arbeit zählt die grundlegenden metallurgischen Vorgänge auf und hebt die Arbeitsgänge bei denen die mathematische Modellsimulierung angewandt werden kann, hervor.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 459—462

SOMMAIRE

CD : 666.76 : 669.14

Stroe, I. et Velisar, A.: **Réfractaires obtenues à partir d'agglomérés simultanés pour le traitement de l'acier hors du four**

L'article présente les résultats des expériments réalisés à l'aide des produits refractaires basiques obtenus à partir d'agglomérés spinelliques indigènes.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 415—416

CD : 621746—412

Pop, Gh.: **Expérimentations industrielles concernant la coulée des lingots caves en acier**

Dans la première partie de l'article l'auteur présente les avantages technologiques et économiques du processus de forgeage des pièces obtenues des lingots caves en acier.

Dans la deuxième partie on présente la technologie expérimentale utilisée pour la coulée de certains lingots caves de 11 — 38 t. On présente également le processus technologique de coulée directe, les critères pour la détermination des dimensions des lingots caves et des principaux paramètres du processus.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 417—420

CD : 669.14.018.62

Pascu, D. R. et Pascu, Mihaela: **Recherches sur l'application des aciers roumains faiblement alliés Cr—Mo—V aux constructions soudées (II)**

On présente des recherches comparatives de quelques aciers faiblement alliés Cr—Mo—V sur leur comportement métallurgique au soudage et aux traitements thermiques après soudage.

À partir des résultats des examens structuraux et des essais mécaniques réalisés, on remarque le bon comportement métallurgique au soudage et aux traitements thermiques après soudage des aciers roumains Cr—Mo—V en état trempé et revenu, ce qui fait possible leur application aux constructions soudées de grande importance du domaine de la pétrochimie et des centrales électronucléaires.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 421—426

CD : 666.1 : 621.747

Ilie, N., Istrate, Rodica et Kaba, L.D.: **L'amélioration des paramètres de fonctionnement des pièces utilisées dans la sidérurgie, par lissage**

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 427—428

CD : 669.12 : 669.11

Dumitrescu, T.: **345°C—le point critique dans le déroulement de certaines phénomènes physiques et dans la modification des propriétés du fer et de ses alliages**

Les recherches effectuées à l'aide des méthodes d'analyse de grande précision ont mis en évidence certaines modifications du volume spécifique, de la dilatation linéaire et du frottement intérieur à 345°C. Cette température de transformation mise en évidence pour la première fois par Sirovici a été confirmée par les specialistes roumains Ovidiu Bolgiu et Traian Negrescu.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 429—432

CD : 669.018 : 669.891

Oprea, Fl., Ciocan, Anișoara et Ciocan, N.: **Alliages complexes à base de calcium utilisés pour le traitement des aciers (II)**

À partir du comportement du calcium dans les systèmes binaires et complexes, les auteurs ont analysé les possibilités d'augmenter l'efficacité du calcium par son utilisation en systèmes complexes. On présente les résultats expérimentaux concernant l'obtention de certains ferro-alliages à teneur en calcium à l'élaboration desquels on utilise des matières indigènes.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 433—435

CD : 621.785 : 681.3

Isac, Mihaiela et Răducanu, Doina: **L'utilisation de la simulation mathématique assistée par l'ordinateur dans le traitement thermique des aciers de haute résistance, microalliés**

L'article présente un modèle mathématique utilisé afin de déterminer l'influence des paramètres termiques et temporels des traitements thermiques de trempe et de revenu sur les caractéristiques mécaniques des aciers de haute résistance faiblement allié du type Cr—Mo—B—V—Ni.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 436—439

CD : 621.742 : 621.742.44

Cohn, E., Scurtu, Ioana, Ionescu, Cornelia et Rădoi, I.: **L'amélioration de la qualité des sables de moulage à base de bentonites**

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 440—443

CD : 621.746.01

Bratu, C. et Sofroni, L.: **Recherches sur le contrôle du processus de solidification**

L'article présente une méthode de contrôle du processus de solidification dans les noeuds thermiques secondaires des pièces coulées en acier à même d'éliminer les retassures concentrées et les microretassures.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 444—448

DC : 621.746.01 : 669.13

Ripoșan, I., Petruș, I. et Pintea, V.: **L'efficience et les conditions d'emploi du carbure de silicium métallurgique lors de l'élaboration de la fonte de fonderie**

Mélangé avec des additions actives, en granules et briquettes (52 — 56% Si, 25 — 33%C) pour les fours électriques et briquettes spéciales (40 — 50% Si, 20 — 25%C) pour cubilot, SiC remplace FeSi et les matériaux de carburation de haute qualité. On réalise ainsi : la désoxydation (70 — 95%) et la desulphuration des fontes, (30% au cubilot), la réduction de la porosité de contraction à cause de l'azote et de l'hydrogène ; l'intensification de la germination du graphite et le prolongement de la durabilité de l'effet modificateur.

Metalurgia 41(1989), nr. 9, p. 449—454

CD : 669. 628. 52

Pumnea, C.: **La pollution dans l'industrie métallurgique**

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 455—458

CD : 681.32 : 658.286.2

Cioacă, P., Winckelbauer, Greta, Savin, Marius, Bogdan, M. et Panaite, D.: **Possibilités d'étude par simulation mathématique des flux technologiques dans l'industrie métallurgique**

Les auteurs présentent les possibilités d'étude par simulation mathématique des processus technologiques. On présente les principales méthodes de simulation utilisées, tout en soulignant leurs avantages.

On mentionne également les principaux processus métallurgiques et les flux technologiques qui font possible l'application avec efficacité de la simulation mathématique sur un modèle à l'aide des langages de simulation adéquates.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 459—462

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 666.76: 669.14

Строе, И. и Велисар, А.: **Огнеупоры из одновременных синтеров для внепечной обработки стали**

Работа представляет результаты промышленных испытаний, реализуемые основными огнеупорными изделиями, полученные на основе отечественных шпинельных синтеров.

Metalurgia 41(1989), nr. 9, p. 415—416

ДК: 621.746-412

Поп, Г.: **Промышленные испытания по отливке стальных полых слитков**

Первая часть работы относится к определению, классификации, применению и металлографической структуре отлитых стальных полых слитков, отмечая технологические и экономические преимущества по ковке деталей из этих слитков.

Во второй части представлена опытная технология, используемая для отливки полых слитков с массой между 11 и 38 т на КУГ Яшь. В этих целях кратко представлен технологический способ разливки сверху основные критерии для определения размеров полых слитков и основные параметры способа.

Metalurgia 41(1989), nr. 9, p. 417—420

ДК: 669.14.018.62

Паску, Д. и Паску, Михаела: **Исследования по применению румынских низколегированных сталей Cr — — Mo — V для сварных конструкций большой ответственности**

Представлены сравнительные исследования низколегированных сталей типа Cr—Mo—V румынского и иностранного происхождения с учетом металлографического поведения при сварке и при термообработках после сварки.

В заключении, на основе результатов структурных анализов и проведенных механических испытаний оценено хорошее поведение в вышеуказанных условиях румынских сталей типа Cr-Mo-V в закаленном и отпущенном состояниях ввиду их применения для сварных конструкций большой ответственности в нефтехимии и АЭС, этим способствую сокращению импорта таких сталей.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 421—426

ДК: 666.1: 621.747

Илие, Н., Истрате, Родика и Каба, Л.: **Улучшение выравниванием подкаткой функциональных параметров деталей, используемых в черной металлургии**

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 427—438

ДК: 669.12: 669.11

Думитреску, Т.: **Температура 345°C — критическая точка в протекании физических явлений и в изменении свойств железа и его сплавах**

Исследования основанные на тонких методах анализа выявили изменения удельного объема, линейного расширения и внутреннего объема трения при температуре 345°C. В первые эта температура превращения выявлена Сировичем, позднее подтверждена румынскими исследователями Овидиу Болджиу и Траян Негреску.

Metalurgia 41(1989), nr. 9, p. 429—432

ДК: 669.018-669.891

Опреа, Ф., Чекан, Анишоара и Чекан, Н.: **Комплексные сплавы с содержанием кальция, применяемые при обработке сталей (II)**

На основе поведения кальция в бинарных и сложных системах, авторы проанализировали возможности повышения эффективности кальция при помощи употребления его в сложных системах. Представленны результаты опытов по получению некоторых ферросплавов, содержащих кальций с целью применения для выплавки отечественных материалов.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 433—435

ДК: 621.785: 681.3

Исак, Михаиела и Рэдукану, Дойна: **Применение математического моделирования с помощью ЭВМ в технологии термообработки высокопрочных микролегированных сталей**

Представлена математическая модель для определения влияния термических и временных параметров термообработок закалки и отпуска на механические характеристики высокопрочной микролегированной стали типа Cr—Mo—B—V—Ni.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 436—439

ДК: 621.742: 621.742.44

Коон, Е., Скурту, Иоана, Ионеску, Корнелия и Рэдой, И.: **Улучшение качества формовочных сталях на бентонитной основе**

Metalurgia 41(1989), nr. 9, p. 440—443

ДК: 621.746.01

Брату, К. и Софрони, Л.: **Исследования по управлению процесса затвердевания**

Представлен метод управления процесса затвердевания во вторичных термических узлах стальных отливок для устранения усадочных раковин.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 444—448

ДК: 621.746.01: 669.13

Рипошан И., Петруш, И. и Пумнеа, В.: **Эффективность и условия использования металлургического карбида кремния при выплавке литейного чугуна**

SiC в смеси с активными добавками, в гранулированном и брикетированном (52—65 Si, 25—33%C) состояниях для электропечей и специальные формовки (40—50% Si, 20—25%C) для вагранки заменяет FeSi и высококачественные карвидные материалы. Реализуется раскисление (70—95%) и обессеривание (30% в вагранке) чугунов; уменьшение усадочной рыхлости из-за N и H, усиление прорастания графита и повышение долговечности модифицирующего эффекта.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 449—454

ДК: 669: 628.52

Пумнеа, К.: **Загрязнение в черной металлургии**

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 455—458

ДК: 681.32: 658.286.2

Чиоакэ, П., Винкелбауер, Грета, Ловин, Мария, Богдан, М. и Панаите, Д.: **Возможности изучения математическим моделированием технологических потоков в металлургической промышленности**

Выявлены возможности изучения математическим моделированием технологических процессов используя вычислительную технику. Указаны основные методы применяемых методов моделирования, подчеркивая преимущества их применения.

Также представлены основные металлургические процессы и выявлены технологические потоки для которых эффективно изучение математическим моделированием на модели, используя языки адекватного моделирования для их оптимизации.

Metalurgia 41 (1989), nr. 9, p. 459—462

METALURGIA 9
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTA ROMÂNIA
1989

Ing. I. Stroe şi ing. Anica Velisar
ICEM

Refractare din sintere simultane pentru tratarea oţelului în afara cuptorului

CZ : 666.76 ; 669.14

Dezvoltarea prelucrării oţelului în afara cuptorului a pus foarte serios în discuţie problema rezistenţei zidăriei oalei de turnare a oţelului şi a tipurilor de materiale refractare utilizate pentru zidărie.

Alegerea materialului refractar depinde de tipul de procedeu din metalurgia secundară, respectiv de condiţiile de lucru.

Avînd în vedere că majoritatea procedeelor prevăd să se efectueze în oală cît mai multe operaţii metalurgice necesare pentru obţinerea oţelurilor de înaltă calitate, înzidirea se realizează aproape exclusiv cu material bazic.

În timpul exploatării, asupra căptuşelilor refractare ale instalaţiilor de metalurgie în oală acţionează o serie de factori a căror influenţă este deosebit de complexă, ca urmare a faptului că materialele se influenţează reciproc. Materialul refractar, oţelul şi zgura, care intră reciproc în reacţie, sînt sisteme eterogene şi se deosebesc unele de altele din punct de vedere al proprietăţilor chimice şi fizice. În timpul tratamentului în oală, sub efectul produselor de reacţie, aceste proprietăţi se modifică, iar aprecierea obiectivă şi evaluarea cantitativă a reacţiilor reciproce dintre diferitele componente ale oţelului, zgurei şi căptuşelii sînt foarte dificile.

Datorită imposibilităţii reproducerii în laborator a condiţiilor de lucru la care sînt supuse căptuşelile refractare în aceste instalaţii, unii autori recomandă ca singura verificare a acestora să se facă chiar în industrie.

Lucrarea îşi propune să prezinte rezultatele experimentărilor din industrie, obţinute cu produsele fabricate pe fluxuri industriale existente, pe bază de sintere spinelidice indigene şi sintere simultane din import.

Produsele au fost experimentate la instalaţiile de tratament al oţelului în afara cuptorului tip VAD—VOD din cadrul combinatelor siderurgice.

Procesele metalurgice de tip VAD—VOD impun materialelor refractare condiţii deosebit de grele de exploatare datorită faptului că, în zona zgurei, solicitările termice şi chimice ale căptuşelii sînt diferite la cele două procese care se execută alternativ în aceeaşi oală.

Astfel, procesul VOD presupune o decarburare avansată a oţelului sub vid prin insuflare de oxigen, perioadă în care temperatura creşte foarte mult putînd atinge 1 750°C, iar agresivitatea zgurei creşte, în special, datorită trecerii FeO în zgură.

În procesul VAD încălzirea sau menţinerea oţelului la temperatură înaltă se execută cu trei electrozi şi arc electric pe o zgură albă, activă, puternic bazică (bazicitate peste 4).

În ambele procedee se execută o degazare a oţelului şi barbotare cu argon, precum şi o dezoxidare şi desulfurare pronunţată.

Barbotarea cu argon, care are atît rolul de degazare cît şi de omogenizare termică şi chimică a oţelului, erodează puternic zidăria refractară datorită curenţilor care iau naştere în oală.

Soluţia de înzidire a oalelor VAD—VOD, care dă cele mai bune rezultate în prezent, presupune utilizarea în zona zgurei a cărămizilor cromomagnezitice pe bază de sintere simultane.

Este ştiut faptul că o zgură neutră sau slab bazică se comportă acid faţă de o căptuşeală puternic bazică, iar o căptuşeală neutră sau slab bazică se comportă acid faţă de o zgură puternic bazică, ambele situaţii independente ducînd la o uzură rapidă a căptuşelii refractare.

În cazul oalelor VAD—VOD, prin utilizarea cărămizilor cromomagnezitice din sintere simultane în zona zgurei, s-a ales o soluţie de compromis, astfel încît căptuşeala refractară să poată rezista satisfăcător la solicitările alternative ale celor două procese metalurgice diferite (VOD şi VAD). Bazicitatea redusă a acestor cărămizi, în comparaţie cu cea a cărămizilor magnezitice, determină comportarea corespunzătoare a lor în timpul proceselor de tip VOD, la care bazicitatea zgurei scade, iar structura mineralogică compactă de tipul structurii periclazului le conferă acestora o rezistenţă chimică suficientă în timpul tratamentu-

lui de tip VAD, la care bazicitatea zgurei este ridicată.

* * *

Produsele fabricate în România, utilizînd drept materii prime atît sinterele simultane din import, cît și sinterele spinelidice indigene, s-au folosit la înzidirea instalațiilor de metalurgie în oală tip VAD—VOD.

Pentru experimentări s-au folosit cărămizi format 87Q și 89Q (pentru pereți) și format RM2 (pentru fundul oalei).

Cărămizile s-au folosit la oale de diferite capacități (30, 70 și 180 t), zidăria fiind realizată atît în întregime cît și parțial cu produsele experimentale.

S-au înzidit în total trei oale de 30 t integral cu cărămizi din sintere simultane, 24 de oale de 70 t, din care nouă oale în întregime cu cărămizi din sintere simultane, 12 oale la care în zona brîului de zgură s-au folosit produse din import, la fund și pereți fiind folosite cărămizi din sintere simultane, două oale la care s-au folosit la fund și pereți cărămizi din sintere spinelidice, în zona brîului de zgură fiind folosite produse din import, o oală la care în zona brîului de zgură și la fund s-au folosit cărămizi din sintere simultane, la pereți fiind folosite cărămizi dolomitice. De asemenea, s-au înzidit două oale de 180 t în întregime cu cărămizi fabricate din sintere simultane.

În aceeași perioadă s-au urmărit modul de înzidire și comportarea în exploatare a cărămizilor din import, în condiții de lucru identice.

Pe parcursul utilizării s-a constatat o uzură mai pronunțată a cărămizilor din zona brîului de zgură, atît în cazul produselor indigene cît și al celor din import. Se menționează faptul că produsele fabricate din sintere spinelidice nu s-au utilizat la zona brîului de zgură, zona cea mai intens solicitată într-o oală în care se aplică tratament VAD—VOD, din cauza conținutului mai mare în SiO_2, care provine din materiile prime de la care s-a pornit pentru fabricarea sinterului.

Durabilitățile obținute la oalele de 70 t au variat între 5 și 13 șarje (media 6,6 șarje) pentru procedeul VAD, în continuare oalele fiind folosite la turnarea obișnuită fără tratament, obținîndu-se, în final, o durabilitate medie de 13,7 șarje.

Pentru oalele de 30 t folosite exclusiv la procedeul VOD s-a obținut o durabilitate medie de opt șarje pe căptușeală la oalele cu tratament și de 36 șarje la oalele fără tratament.

Durabilitățile obținute la oalele de 180 t au fost de zece șarje pe căptușeală (medie) la tratamentul VAD, în continuare obținîndu-se o durabilitate totală de 4 șarje (medie).

Rezultatele experimentărilor efectuate la instalațiile de tratament secundar al oțelului, cu produse indigene, au demonstrat comportarea corespunzătoare a acestora pentru oalele de turnare în care se aplică tratamente VAD și VOD. Durabilitățile realizate sînt comparabile cu cele ale produselor din import.

REVISTA REVISTELOR

Revue de Métallurgie — C.I.T., Franța, nr. 1, 1989

Procedeul PTM — un nou procedeu de elaborare a fontei în furnal, p. 37 — Procedeul K — ES — creșterea productivității și reducerea consumului de energie electrică prin utilizarea energiei fosile, p. 43 — Controlul temperaturii oțelului lichid pentru turnarea țaglelor și a blumurilor — experiența franceză în acest domeniu, p. 47 — Încălzirea la temperatură ridicată cu recuperarea de tip regenerator pe bază de gaz cu putere calorică redusă, p. 55 — Linia de acoperire prin imersare la cald de la uzina Frosinone a Societății Italsider. Descrierea și caracteristicile produselor, p. 63 — Tratamente de suprafață și acoperiri, p. 73 — Toleranțele cămășilor cilindrilor din pulberi, p. 87.

Revue de Métallurgie — C.I.T., Franța, nr. 2, 1989

Punerea în funcțiune a bateriei nr. 6 de la cocseria de la Dunkerque a societății Sollac, p. 121 — Apa în cocs — măsurarea umidității cocsului, p. 125 — Tehnologia materialelor refractare pentru orificiile de evacuare și jgheaburile furnalelor. Experiența industrială din R.F.G., p. 137 — Probleme industriale legate de solidificare: cazul produselor forjate provenite din lingouri, p. 147 — Necesarul de materiale al uzinelor de prelucrare la rece și consecințele lor pentru uzinele la cald. Cazul oțelurilor inoxidabile, p. 155 — Laminarea grinzilor în formă de H. Un model prestabilit de reglare pentru cajele universale, p. 165 — Evacuarea recoacerii sub hidrogen a oțelurilor moi. Reacțiile dintre gaz și metal, p. 173.

Dr. ing. Gh. Pop
CCSITUMP Iaşi

Experimentări industriale privind turnarea lingourilor cave din oţel

CZ: 621.746–412

Lingoul cav reprezintă un semifabricat turnat gravitaţional sau centrifug şi este destinat fabricării inelelor şi bandajelor forjate şi a ţevilor laminate, în condiţii de eficienţă tehnică şi economică ridicată.

Tehnologia de turnare a lingourilor cave din oţel asigură îmbunătăţirea structurii primare de turnare a oţelului, ceea ce conferă proprietăţi metalografice şi caracteristici mecanice superioare pieselor forjate.

Au fost efectuate experimentări industriale de turnare şi forjare a lingourilor cave din oţel la C.U.G. Iaşi, iar rezultatele obţinute au confirmat o îmbunătăţire substanţială a următorilor indicatori economici [1]:

— productivitatea muncii la forjarea lingourilor cave din oţel creşte de două-trei ori în comparaţie cu productivitatea muncii la forjarea lingourilor normale;

— coeficientul de utilizare a metalului creşte cu 20 — 25% pentru piese tubulare şi inelare forjate din lingou cav, atingînd valori de 70 — 75%;

— duratele şi numărul de încălziri ale semifabricatului se reduc substanţial ca urmare a reducerii operaţiilor de forjare, aspect care se materializează în importante economii la consumurile de gaz şi energie electrică.

După formă lingourile cave se împart în:

— lingouri cave turnate static avînd conicitate cu valori largi pentru raportul H/Dm (fig. 1);

— lingouri sau semifabricate cave turnate centrifug, de formă cilindrică, cu raportul $H/D > 1$ (fig. 2).

După utilizare lingourile cave se clasifică în:

— lingouri cave destinate forjării pieselor tip bucşă (cilindri hidraulici, bucşe, frete pentru cilindri de laminor etc.), avînd raportul $H/Dm > 1$;

— lingouri cave destinate forjării pieselor tip inelar (flanşă, coroane, inele, bandaje etc.), avînd raportul $H/Dm \leqslant 1$;

— lingouri cave turnate centrifug care au valori pozitive pentru raportul H/D_m, fiind utilizate pentru fabricarea ţevilor laminate, a bandajelor, inelelor şi a diverselor bucşe.

Lingoul cav este un produs al tehnologiilor moderne, avînd structura de turnare mai omogenă din punct de vedere chimic şi metalografic, în comparaţie cu cea a lingoului clasic.

Sînt cunoscute zonele puternic segregate din lingoul clasic cu macrostructura neomogenă [2], care determină proprietăţi neuniforme în piesa forjată sau laminată şi chiar defecte în masa metalică a piesei sau a semifabricatului.

În condiţiile de turnare gravitaţională a lingoului cav, se elimină complet zona centrală cu segregaţie axială pronunţată, iar structura primară obţinută este mult mai omogenă. Acest aspect reprezintă de fapt avantajul esenţial din punct de vedere metalurgic, aspect care se materializează în obţinerea de piese forjate fără defecte de structură, cu caracteristici mecanice superioare chiar la coroiaje mai mici de 2.

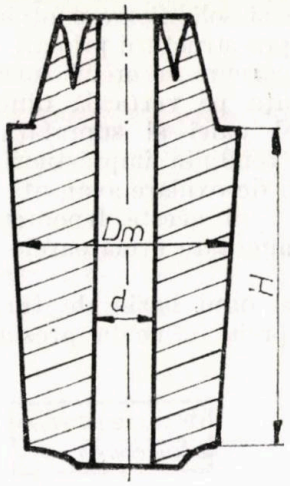


Fig. 1. Dimensiunile caracteristice ale lingoului cav, turnat static: Dm — diametrul mediu al lingoului cav; d — diametrul cavităţii interioare; H — înălţimea corpului lingoului

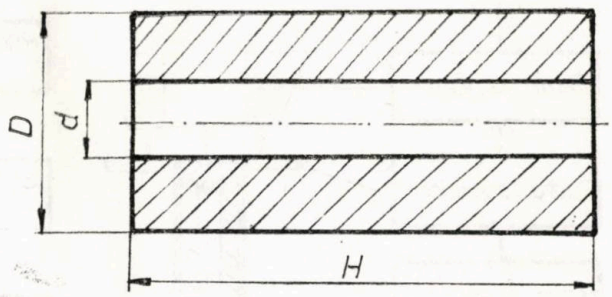


Fig. 2. Forma şi dimensiunile caracteristice ale lingoului cav, turnat centrifugal: D — diametrul exterior; H — înălţimea corpului; d — diametrul cavităţii

Experimentări industriale privind tehnologia de turnare gravitațională a lingourilor cave din oțel

Prin experimentările industriale de turnare și forjare efectuate s-au urmărit și verificat parametrii tehnologici și eficiența procedeului.

Procedeul tehnologic de turnare

Tehnologia experimentală a constat în turnarea gravitațională directă a oțelului în cavitatea lingotierei, avînd o țeavă metalică fixată vertical în axa lingotierei.

Prin acest procedeu se reduce aproximativ la o treime grosimea peretelui lingoului, ceea ce are implicații favorabile asupra proceselor de cristalizare și solidificare a oțelului turnat, precum și asupra structurii primare de turnare.

Pe traseul parcurs de oțelul turnat, echivalent cu distanța pe verticală dintre orificiul de turnare al oalei și suprafața metalului lichid, există tendința împrăștierii jetului de metal lichid și de oxidare avansată a acestuia. Pentru a preveni aceste fenomene negative au fost experimentate următoarele soluții tehnologice:

— utilizarea unui bazin de turnare intermediar, care preia influența presiunii metalostatice din oala de turnare, asigurîndu-se repartizarea uniformă a oțelului turnat în cavitatea lingotierei [3];

— utilizarea a două-patru orificii la bazinul de turnare intermediar care au rolul de a compactiza și distribui uniform jetul de oțel turnat în cavitatea lingotierei;

— protecția jetului de oțel la turnare cu substanțe cu tensiuni ridicate de vapori (NaCl, Na_2CO_3, KCO_3 etc.) pe toată durata de turnare.

Rezultă că, la turnarea gravitațională a lingourilor cave, se utilizează procedeul de turnare directă, procedeu care asigură o protecție mai bună pentru țeava metalică centrală și o solidificare controlată a oțelului pe înălțimea lingotierei.

Prevenirea tendinței de fisurare a lingoului cav la solidificare, datorită contracției frînate a oțelului în jurul țevii metalice centrale, este asigurată de construcția și montajul armăturii metalice din interiorul țevii și de grosimea peretelui țevii metalice.

În comparație cu tehnologia clasică de turnare directă a oțelului în lingotieră, pentru turnarea lingourilor cave sînt necesare dispozitive suplimentare (fig. 3).

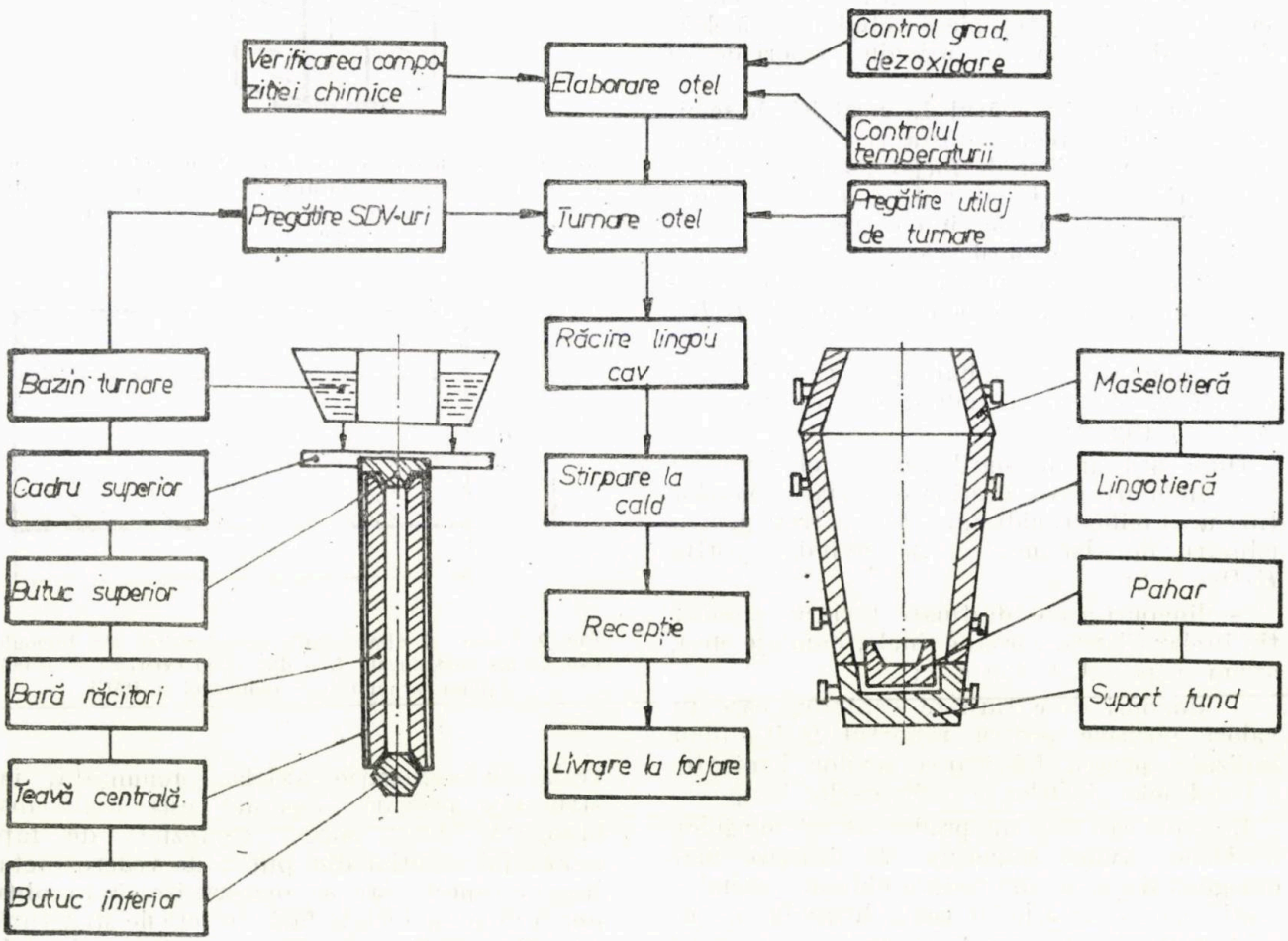


Fig. 3. Schema tehnologică de turnare a lingoului cav

Operaţiile de pregătire tehnologică a utilajului pentru turnarea lingourilor cave nu complică fabricaţia dacă au fost asigurate în mod corespunzător dispozitivele necesare.

Criterii de bază pentru dimensionarea lingourilor cave

Utilizarea lingourilor cave asigură coeficienţi de utilizare a metalului superiori la forjare, în comparaţie cu utilizarea lingourilor normale (pline). În funcţie de forma geometrică a piesei forjate, lingoul cav asigură, conform experimentărilor industriale efectuate, coeficienţi de minimum 70% pentru piese inelare şi de 70 — 75% pentru piese tubulare:

$$\frac{G_{\text{piesă forjată}}}{G_{\text{lingou cav}}} = 0{,}70 - 0{,}75$$

Lingourile cave au piciorul redus (1 — 2% din masa lingoului), iar maselota este diminuată cu 35 — 40%.

În condiţiile de repartizare a metalului, corpul lingoului cav va reprezenta cantitativ raportul:

$$\frac{G_{\text{corp lingou}}}{G_{\text{piesă forjată}}} = 1{,}10$$

Dimensiunile caracteristice ale lingoului cav sînt în funcţie de piesa forjată:

— diametrul mediu al lingoului cav Dm trebuie să asigure coroiajul impus de tehnologia de forjare (cca 2,0);

— diametrul cavităţii lingoului d se obţine în funcţie de diametrul de forjare, plus 50 — — 100 mm cu respectarea obligatorie a raportului [4]:

$$\frac{Dm}{d} = 2{,}5 - 3{,}0$$

Parametrii tehnologici de turnare a lingourilor cave

Temperatura de turnare a oţelului în lingou cav este mai mică cu 40 — 50°C în comparaţie cu cea de la turnarea directă obişnuită deoarece, datorită secţiunii lingoului cav mai reduse, viteza de umplere a lingotierei este mai mare pentru acelaşi format de lingotieră, iar prin utilizarea bazinului de turnare prevăzut cu două — patru orificii, se asigură o viteză de umplere ridicată în regim de curgere semiturbulentă sau laminară a oţelului.

Viteza de turnare este variabilă la turnarea directă, pentru acelaşi lingou, fiind redusă la începutul şi sfîrşitul turnării şi cu valori mai ridicate pe înălţimea corespunzătoare corpului lingoului.

Cunoscînd secţiunea medie S a corpului lingoului cav, viteza de umplere Wu şi greutatea specifică γ_0, viteza de turnare Wt se calculează cu relaţia [5]:

$$Wt = SWu\gamma_0, \text{ t/min}$$

Pe baza experimentărilor industriale efectuate, urmărindu-se şi prevenirea supraîncălzirii ţevii metalice centrale, a rezultat o viteză optimă de umplere cuprinsă între 0,2 şi 0,35 m/min, cînd suprafaţa lingoului a fost corespunzătoare iar structura de turnare s-a obţinut cu zone de segregaţii reduse.

Viteza de cristalizare a oţelului turnat în lingouri cave este superioară în comparaţie cu lingoul clasic deoarece:

— grosimea peretelui lingoului cav se reduce la circa 1/3 din diametrul lingoului plin;

— schimbul de căldură între oţelul lichid turnat şi suprafaţa metalică a lingotierei pe de o parte şi a ţevii metalice centrale pe de altă parte este mai intens, existînd două fronturi de cristalizare;

— temperatura de turnare a oţelului este mai redusă cu 40 — 50°C.

Tabelul 1

Caracteristicile lingourilor cave turnate experimental

Numărul şarjei	Materialul	Formatul lingotierei	Masa lingoului, t	Aspectul general al lingoului
204 277	41MoC11	F1500	38,0	corespunzător
502 529	OL52 3K	F1300	23,0	ţeavă străpunsă
602 583	OL52 3K	F 975	12,0	corespunzător
502 539	OL37 3K	F1300	25,0	”
602 602	48CrMoV6—7	F1100	14,0	”
602 624	OL52 3K	F 975	12,0	”
602 642	48CrMoV6—7	F1300	17,0	”

Schema tehnologică de turnare gravitațională a lingoului cav este prezentată în figura 3.

Sînt recomandate utilajele de turnare cu fundul reglabil de tip SFAC, care oferă posibilitatea de a se obține lingou, cu înălțimea H variabilă, asigurînd astfel utilizarea optimă a metalului la forjare. Lingourile cave pot fi turnate și în lingotiere de format fix.

În cadrul experimentărilor industriale efectuate, au fost turnate lingouri cave cu masa cuprinsă între 12 și 38 tone, din oțel carbon și oțel aliat (tab. 1).

Concluzii

Tehnologia de turnare a lingourilor cave implică asigurarea unor dispozitive și scule specifice ca : țeavă metalică, bare pentru răcitori, bazin de turnare, butuci inferiori și superiori (fig. 3).

Parametrii de bază ai procesului tehnologic de turnare a lingourilor cave sînt : temperaturile de turnare, viteza de turnare și viteza de cristalizare.

Utilizarea lingourilor cave la forjarea pieselor inelare și tubulare este eficientă. În țările dezvoltate industrial lingourile cave sînt utilizate curent, pentru forjarea pieselor cave inelare și tubulare.

Aplicarea tehnologiei de turnare a lingourilor cave nu impune măsuri speciale de organizare și dotare a sectoarelor de turnare existente.

Costurile de fabricație suplimentare sînt integral acoperite de efectele tehnologice pozitive rezultate la forjarea lingourilor : coeficientul de utilizare a metalului, productivitatea muncii și consumul de combustibil.

Tehnologia de turnare a lingourilor cave este recomandată în cazul forjării pieselor grele tubulare și inelare ca : cilindri hidraulici, bucșe, frete, coroane, inele etc.

BIBLIOGRAFIE

[1] Popescu, V.: *Tehnologia forjării*. București, Ed. Tehnică, 1982, p. 22 – 23.

[2] Vacu, Silvia: *Elaborarea oțelurilor aliate*. București, Ed. Tehnică, 1980, p. 329.

[3] Tripșa, I.: *Metalurgia oțelului*. București, Ed. didactică și pedagogică, 1973.

[4] Skoblo, S. I., Kazacicov, E. A.: *Slitki dlia krupnih pokovok*. Moscova, Ed. Metallurgiia, 1983

[5] Efimov, V. A. *Turnarea și cristalizarea oțelurilor*. București, Ed. Tehnică, 1980.

[6] Pop, Gh.: *Experimentări industriale privind forjarea lingourilor cave din oțel*. In : Metalurgia, R.S.R., nr. 7, 1989.

REVISTA REVISTELOR

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 4, 1989

Perspectivele utilizării cărbunilor din zăcămîntul de la Subarkolsk în încărcăturile pentru cocsificare, p. 2 — Influența transportului hidraulic la distanțe mari asupra proprietăților tehnologice ale cărbunilor cocsificabili, p. 5 — Calculul capacității depozitului de cărbune, p. 7 — Metodă gravitațională de încărcare a încărcăturii pregătite termic în camerele cuptoarelor cu un volum de 41,6 m^3, p. 11 — Durificarea capilară la temperaturi înalte a cocsului metalurgic, p. 14 — Instalație experimental-industrială a cocsului metalurgic brichete, p. 16 — Eficiența reparațiilor capitale la zidăria refractară a camerelor cuptoarelor de la bateriile de cocsificare, p. 18 — Eficiența reutilării tehnice a producției cocsochimice, p. 36 — — Stație de reparații ale ușilor camerelor cuptoarelor de la bateriile de cocsificare, p. 39 — Organizarea reparațiilor de uși la cuptoarele din întreprinderile cocsochimice, p. 49 — Torcretarea și mărirea rezistenței căptușelii de la agregatele metalurgice, p. 57 — Produsele chimice rezultate de la cocsificarea cărbunilor în India, p. 60.

Ogneupori, U.R.S.S., nr. 4, 1983

Carbonizarea liantului de fenol-formaldehidă cu umplutură de periclaz, p. 1 — Influența oxidului de calciu asupra proprietăților de izolație termică a periclazului electrotehnic, p. 4 — Formarea structurii betoanelor din corindon, p. 7 — Obținerea de produse din sialon, p. 15 — Suspensii ceramice cu concentrații ridicate și compoziția dispersă și porozitatea piesei turnate, p. 17 — Rolul tratamentului hidrostatic în formarea structurii și a proprietăților ceramice legate prin reacție pe bază de mulit și dioxid de zirconiu, p. 24 — Diagrama fuzibilității pseudosistemului $Ca\,O.Al_2O_3$ — $Mg\,O\,Al_2O_3$ — MgO, p. 27 — Asigurarea metodică a regăsirii informaționale în domeniul căptușelilor refractare, p. 29 — Cercetarea bauxitei din zăcămîntul Komi RSSA, p. 32 — Fabricarea clincherului pentru ciment cu conținut mare de alumină în cuptoare tunel, p. 38 — Mortar silica pentru zidăria cuptoarelor de cocsificare, p. 40 — Experiența funcționării sistemului automatizat de Informare-regăsire „Refractare", p. 43 — — Soluții tehnice privind construcția elementelor de canale de la cuptoarele circulare tunel, p. 48 — Încercarea refractarelor la vidarea oțelului în flux cu turnarea pe MTCS, p. 52 — Modificarea proprietăților cărămizilor silica la comportarea în cuptoare de cocsificare, p. 55 — Situația și tendințele dezvoltării producției de oțel electric pe plan mondial, p. 58.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 4, 1989

Îmbunătățirea calității aglomeratului prin mărirea înălțimii stratului de aglomerat, p. 23 — Perfecționarea tehnologiei de tratare cu magneziu granulat a fontei în afara furnalului, p. 24 — Carburarea oțelului cu fontă lichidă în oală, p. 26 — Experiența mecanizării tăierii cu foc a deșeurilor de metal, p. 26 — Fabricarea profilurilor de calitate, late cu bulb, p. 27 — Exploatarea recuperatoarelor cuptoarelor adînci de încălzire cu un arzător în partea de sus p. 28 — Exploatarea sistemelor de alimentare cu apă în circuit închis a secțiilor de laminare și degrosisoare, p. 35

Cercetări privind utilizarea oțelurilor slab aliate Cr-Mo-V la construcții sudate

Dr. ing. D.R. Pascu și
fiz. Mihaela Pascu
I.S.I.M. Timișoara

CZ : 669.14.018.62

Examinările structurale și încercările mecanice efectuate pe probele și epruvetele oțelurilor sudate 22NiMoCr37, 17CrMoV10 și 1,3MoDv au scos în evidență următoarele aspecte :

— Examinările metalografice atestă faptul că încălzirea oțelurilor examinate în domeniul temperaturilor cuprins între 1 000 și 1 350°C, urmată de o răcire bruscă (specifică sudării), transformă structura inițială de revenire într-o structură austenitică și, din aceasta, într-o structură martensitică a cărei granulație se mărește pe măsura deplasării vîrfului de temperatură spre valori ridicate.

Răcirea bruscă a structurii austenitice duce la formarea unei structuri martensitice cu prezența sorbitei de călire și a bainitei inferioare, la dispersarea carburilor elementelor de aliere (Cr, Mo, V) în matricea de bază și la limite, la dispersarea pronunțată, în special, la oțelul 17CrMoV10.

În strînsă legătură cu aceste transformări, curbele sclerometrice din lungul ZIT-ului indică durificări importante cu pseudopaliere, a căror extindere și nivel de durificare par a fi corelate cu temperatura de vîrf, T_v (fig. 1).

— Tratamentul termic de detensionare produce modificări esențiale în ZIT-ul simulat la toate nivelurile temperaturilor de vîrf. Astfel, în varianta TD1, la toate oțelurile investigate se obțin structuri sorbitice a căror granulație se finisează de la cca 10 la 1,1 μm, pe măsura creșterii T_v. În varianta TD2 se obțin structuri perlito-feritice recristalizate, cu mărimea granulației variabilă între 13 și 43 μm, o dată cu creșterea temperaturii de vîrf de la 1 000 la 1 350°C.

— Variantele de duritate evidențiate confirmă rezultatele examinărilor metalografice, în sensul scăderii substanțiale a durității în variantele de detensionare cercetate. La varianta S + TD1, nivelul de durificare se menține încă ridicat, cu valori de peste 350 $HV5$ la oțelul 22NiMoCr37 ; la varianta S + TD2 pentru oțelurile 22NiMoCr37 și 1,3 MoDV, duritatea maximă se află în domeniul de dispersie a valorilor pentru metalul de bază ; pentru oțelul 17CrMoV10 se mai obțin încă durități ridicate față de metalul de bază.

Estimatorul fragilizării structurale $\Delta HV5$, determinat atît la $T_v = 1\,200$°C cît și la $T_v = 1\,350$°C, arată predispunerea tuturor oțelurilor testate spre SFD ($\Delta\, HV5 < 100$) numai în cazul variantei S + TD1.

— Variația gîtuirii Z_c (fig. 2) prezintă valori peste 25% pentru oțelurile studiate, cu excep-

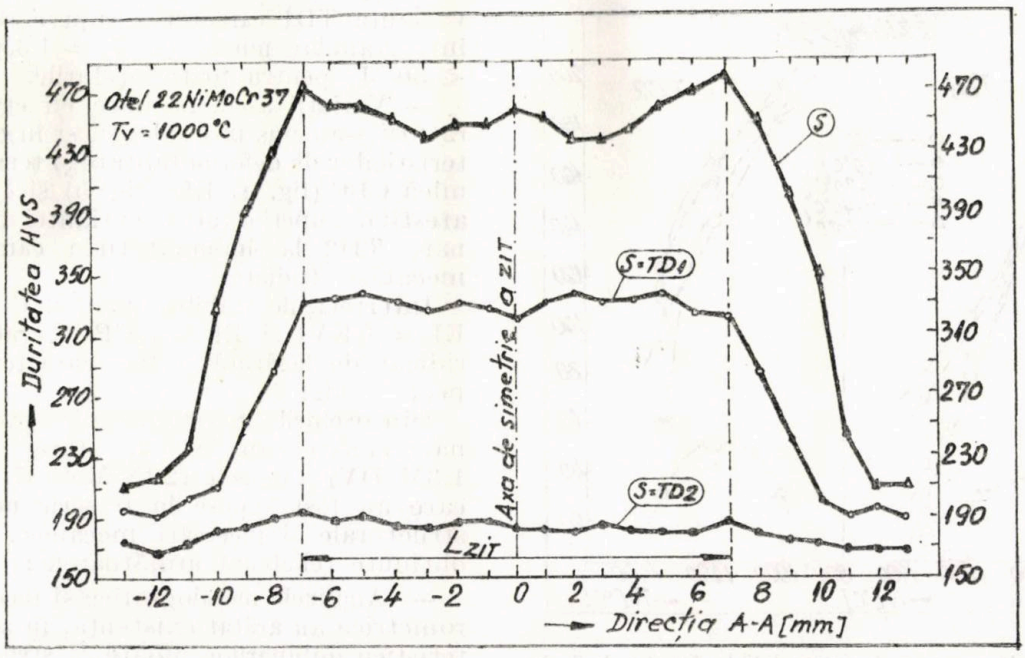


Fig. 1. Variația de duritate $HV5$ pe direcția A—A

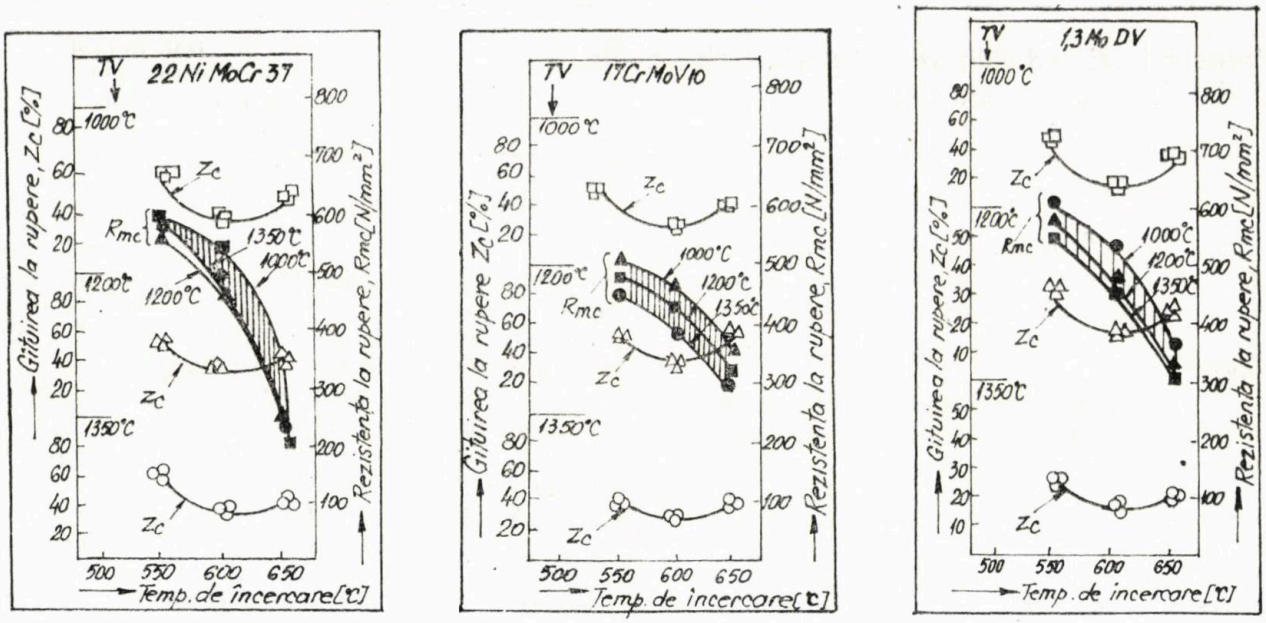


Fig. 2. Variația Z_c, R_{mc} în funcție de T_v și TD la oțelurile analizate

ția oțelului 1,3 MoDV care, la temperatura de 600°C (caracteristică termică pentru tratamentul TD2), a prezentat o ductilitate scăzută ($Z_c < 15\%$), dezvăluind pentru acest oțel un pericol de fragilizare prin detensionare.

— Variația rezistenței la rupere R_m, în funcție de temperatura T_v, prezintă o ușoară tendință de scădere pentru $T_v = 1\,200$°C.

— Încercările de încovoiere prin șoc au reliefat o comportare distinctă a oțelurilor atît în funcție de temperatura T_v, cît și în funcție de temperatura TD. Astfel, influența

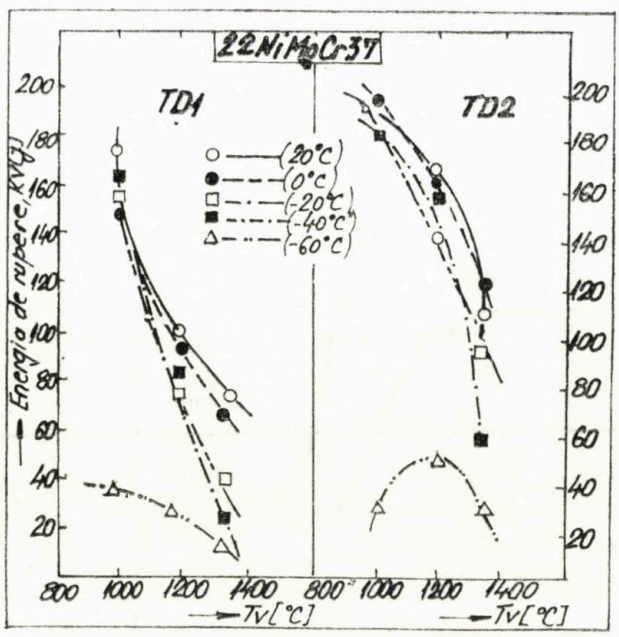


Fig. 3. Variația energiei de rupere KV în funcție de T_v la oțelul 22NiMoCr37

exercitată de temperatura T_v se manifestă prin căderea pragului energiei de rupere în domeniul ruperii tenace, a pantei curbelor de tranziție ductil-fragil și a temperaturii de tranziție T45 — T35, o dată cu creșterea temperaturii T_v (fig. 3).

— Analizele microfractografice au pus în evidență deosebirile esențiale dintre variantele de detensionare. Astfel, făcînd o comparație la temperatura de încercare de —20°C, se observă că, în cazul detensionării oțelurilor cu varianta TD2 (KV > 75 J), caracterul ruperii este ductil la toate oțelurile (atît la $T_r = 1\,200$°C cît și la $T_v = 1\,350$°C), pe cînd la varianta TD1 caracterul ruperii este fragil — intergranular numai la $T_v = 1\,350$°C (KV < < 30 J) pentru toate oțelurile.

— Variații asemănătoare cu cea a temperaturii s-au pus în evidență și în cazul caracteristicilor de deformabilitate și tenacitate dinamică CBC (fig. 4) EL (fig. 5) și δ CD (fig. 6), atestînd superioritatea variantei de detensionare TD2 la îmbunătățirea caracteristicilor mecanice studiate.

Interrelațiile stabilite pentru CBC = f(KV), EL = f(KV) și EL = f(CBC) arată un nivel ridicat de legătură între caracteristicile respective (fig. 7).

Din oțelurile investigate s-au executat îmbinări sudate cap la cap (oțel 17CrMoV10, 1,3MoDV) și de colț (22NiMoCr37, 1,3MoDV), care au fost supuse la o serie de examinări structurale și încercări mecanice. Rezultatele obținute reliefează următoarele :

— Analizele metalografice și încercările sclerometrice au arătat existența, în zonele caracteristice îmbinărilor sudate, a structurilor asemănătoare cu cele obținute în cazul probelor

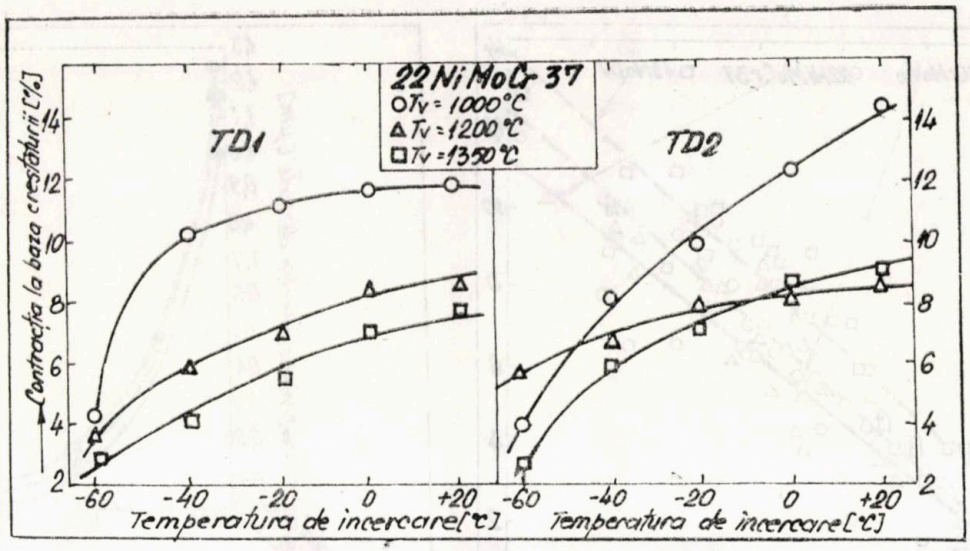


Fig. 4. Variația CBC = $f(T_{inc})$

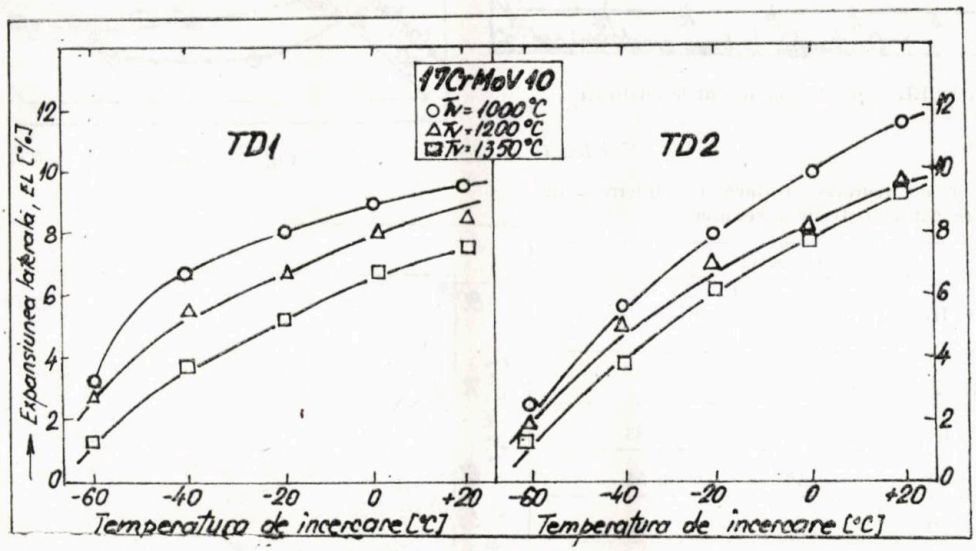


Fig. 5. Variația EL = $f(T_{inc})$

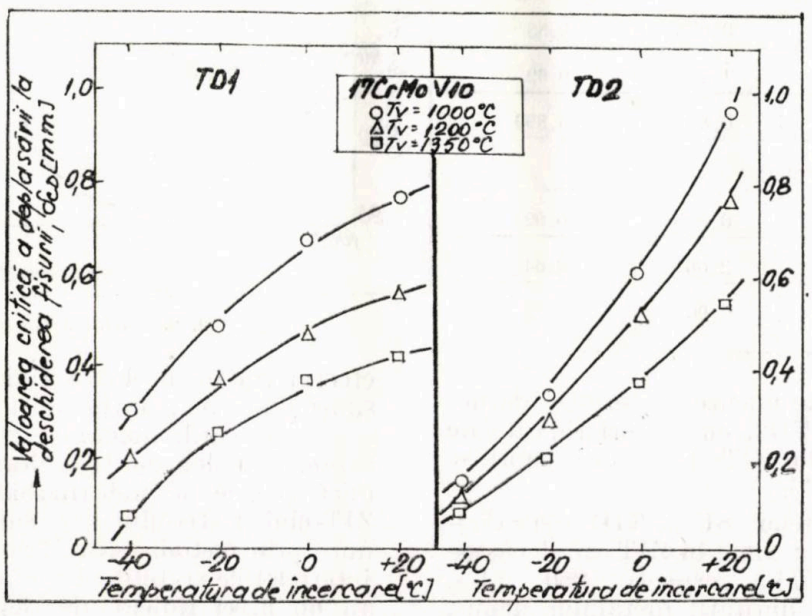


Fig. 6. Variația CD = $f(T_{inc})$

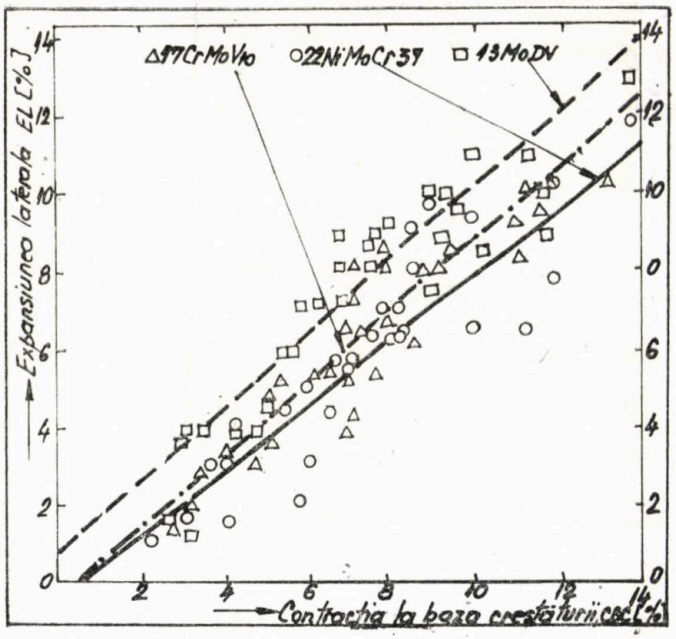


Fig. 7. Interrelația EL = f(CBC) la oțelurile analizate

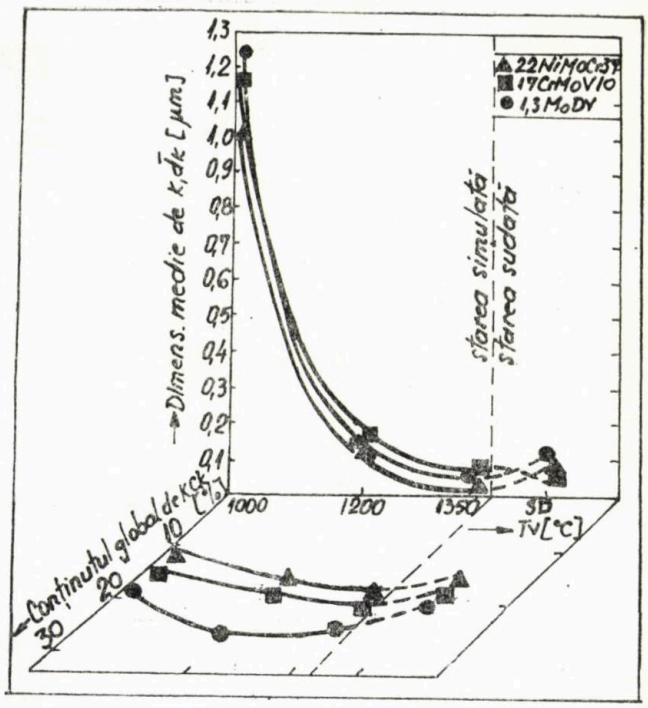


Fig. 8. Variația $C_K = f(T_v)$

Tabelul 1

Parametrii dreptelor de regresie liniară la interrelațiile dintre caracteristicile mecanice

Parametrii dreptei de regresie y = ax + b	Corecția		
	CBC = 1(KV)	EL = 1(KV)	EL = 1(CBC)
	Oțel 22 NiMoCr37		
a	0,04	0,04	0,83
b	2,93	1,56	−0,51
r	0,90	0,88	0,89
	Oțel 17CrMoV10		
a	0,03	0,038	0,88
b	4,01	1,72	−0,62
r	0,89	0,89	−0,899
	Oțel 1,3 MoDV		
a	0,05	0,046	0,92
b	2,30	2,06	−0,64
r	0,90	0,90	0,92

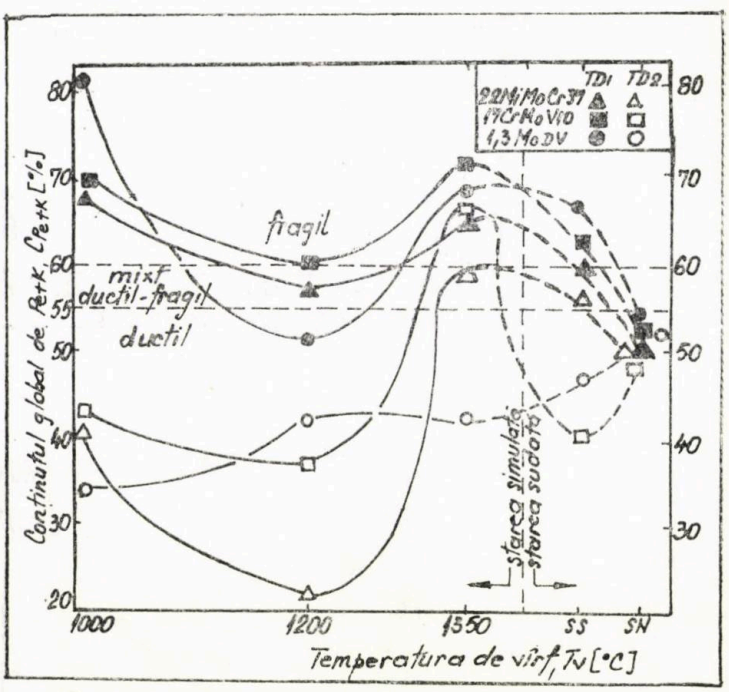


Fig. 9. Variația $C_{Pe+K} = f(T_v)$

simulate supuse tratamentelor termice de detensionare TD1 și TD2, cu vîrfuri ridicate de duritate, plasate în ZIT la valori cuprinse între 360 și 415 *HV5*.

În cazul variantelor SU + TD1 și SU + + TD2, durităţile maxime în ZIT nu depășesc valoarea de 310 *HV5* respectiv 250 *HV5*, ele fiind la nivelul durității metalului depus, efectul tratamentelor termice de detensionare simțindu-se mai puternic în ZIT decît în MD.

— Încercările mecanice pentru determinarea caracteristicilor de tenacitate statică și dinamică și cele de deformabilitate dinamică ale ZIT-ului și MD-ului sînt superioare celor obținute prin metoda simulării ciclurilor termice; interrelațiile stabilite între aceste caracteristici au un nivel ridicat de dependență (tab. 1.).

— În metalul depus al îmbinărilor sudate s-au decelat incluziuni solide fine cu dimensiunea maximă de 0,08 mm, lucru care face ca aceste îmbinări să se încadreze în clasa de calitate I (tab. 2).

Rezultatele cercetărilor stereometrice au permis stabilirea a doi factori structurali, care definesc separat domeniile de fragilizare structurală atît după sudare sau simulare cît și după aplicarea tratamentelor termice postsudare (fig. 8 și 9).

Analizînd comportarea oțelurilor studiate atît în stare simulată cît și în stare sudată, se pot face următoarele precizări mai importante:

— în varianta nedetensionată, oțelurile 17CrMoV10 și 1,3 MoDV se plasează în domeniile fragilizante, iar oțelul 22NiMoCr37 străbate domeniul fragil numai la $T_v = 1\,350°C$;

— în varianta detensionată TD1, toate oțelurile se plasează în domeniul fragil sau mixt

Tabelul 2

Clasa de calitate în funcție de numărul și dimensiunile defectelor îmbinărilor sudate

Defectul îmbinării sudate	Caracteristicile	Clasa de calitate						
		I	II		III		IV	
Fisuri și microfisuri	dimensiunea defectului, l	nu se admit						
Goluri	dimensiunea medie a defectului, mm: $\frac{h_1 + h_2}{2}$	$\leq$ S/10 max. 1,5 mm	$\leq$ S/10 max. 3 mm	$\leq$ S/5 max. 5 mm	$\leq$ S/10 max. mm	$\leqslant$ S/3 max. 7 mm	$\leqslant$ S/5 max. 5mm	$\leqslant$ S/5 max. 7mm
	numărul defectelor longitudinal pe distanța 10 S	$\leqslant 5$	$\leqslant 10$	$\leqslant 5$	3 25	< 5	$\leqslant 25$	$\leqslant 10$
	frontal pe distanța 10 S	$\leqslant 5$	$\leqslant 10$	$\leqslant 5$	$\leqslant 25$	$\leqslant 5$	$\leqslant 25$	$\leqslant 10$
	transversal S — grosimea materialului	1	2	1	$\leqslant 3$	1	3	2
Incluziuni solide	dimensiunea medie a defectului, mm: $\frac{h_1 + h_2}{2}$	$\leqslant$ S/10 max. 1,5mm	$\leqslant$ S/10 max. 3 mm	$\leqslant$ S/5 max. 5mm	$\leqslant$ S/10 max. 3mm	$\leqslant$ S/3 max. 5 mm	$\leqslant$ S/5 max. 5 mm	$\leqslant$ S/3 max. 7 mm
	numărul defectelor longitudinal pe distanța 10S	$\leqslant 5$	$\leqslant 10$	$\leqslant 5$	$\leqslant 25$	$\leqslant 5$	$\leqslant 25$	$\leqslant 10$
	frontal pe distanța 10 S	$\leqslant 5$	$\leqslant 10$	$\leqslant 5$	$\leqslant 25$	$\leqslant 5$	$\leqslant 25$	$\leqslant 10$
	transversal	1	1	1	3	1	3	1
Netopiri	dimensiunea defectului (l) mm: longitudinal	nu se admit						
	frontal	nu se admit						
	transversal	nu se admit						
Nepătrunderi sau retasuri la rădăcină	dimensiunea defectului, mm: $\frac{h_1 + h_2}{2}$	nu se admit		$\leqslant$ S/10 max. 3 mm			$\leqslant$ S/10 max. 3 mm	$\leqslant$ S/10 max. 3mm
	dimensiunea defectului longitudinal (l)	nu se admit		$\leqslant 0{,}05$ S			$\leqslant 0{,}1$S	$\leqslant 0{,}25$
	frontal (h_1)	nu se admit		$\leqslant 0{,}1$ S			$\leqslant 0{,}1$S	$\leqslant 0{,}2$S
	transversal (h_2)	nu se admit		$\leqslant 0{,}1$S			$\leqslant 0{,}1$S	$\leqslant 0{,}2$S

ductil-fragil, fiind susceptibile la fragilizare structurală;

— în varianta detensionată TD2, oţelurile analizate se întîlnesc în domeniul ductil, cu excepţia vîrfului de temperatură de 1 350°C al oţelului 22NiMoCr37.

Concluzii

Simularea ciclurilor termice de la sudarea oţelurilor 22NiMoCr37, 17CrMoV10, 1,3MoDV la temperaturi de vîrf cuprinse între 1 000 şi 1 350°C a dus la obţinerea unor structuri martensitice şi bainitice inferioare, a căror susceptibilitate la fragilizare SFD relevă o creştere o dată cu mărirea temperaturii.

Examinările metalografice, încercările de duritate *HV5*, analizele microfractografice, precum şi rezultatul investigaţiilor asupra caracteristicilor de tenacitate obţinute la oţelurile analizate atît în stare simulată cît şi sudată atestă superioritatea detensionării termice în varianta TD2 (600°C) faţă de varianta TD1 (550°C). În paralel, s-a evidenţiat stabilitatea structurii ferito-perlitice la varianta de detensionare TD2 la orice temperatură de vîrf, ceea ce asigură posibilităţi mai largi tehnologiilor de sudare.

În final, se evidenţiază buna comportare metalurgică la sudare a oţelurilor româneşti 22NiMoCr37 şi 17CrMoV10, comparativ cu oţelul 1,30 MoDV, promovarea oţelurilor indigene în construcţiile sudate de mare importanţă fiind pe deplin justificată.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 4, 1989

Studierea funcţionării curentului de gaze pe raza furnalului p. 4 — Perfecţionarea tehnologiei de elaborare a fontei de turnătorie la furnalul nr. 2 de la C.M. Orsko—Halilovsk, p. 6 — Aprecierea eficienţei de utilizare a posibilităţilor tehnologice ale dispozitivelor de încărcare fără con după datele bilanţurilor termice şi materiale ale elaborării în furnal, p. 10 — Metoda de estimare operativă a coeficientului de înlocuire a cocsului cu gaze naturale, p. 14 — — Utilizarea zgurei cu conţinut de mangan la elaborarea oţelului din fontă cu conţinut scăzut de mangan, p. 16 — Influenţa conţinutului de hidrogen asupra calităţii laminatului din oţel rezistent la coroziune, turnat continuu, p. 21 — Distribuitoarele de la maşinile de turnare continuă a profilurilor, p. 22 — Tăierea cu impulsuri a semifabricatelor pe maşini continue, p. 25 — Particularităţile formării oxizilor de azot în procesul de elaborare în cuptor Martin, p. 25 — Îmbunătăţirea tehnologiei de dezoxidare a oţelului pentru roţi şi bandaje cu aliaje cu conţinut de zirconiu, p. 26 — Suflarea cu argon a oţelului necalmat cu conţinut scăzut de carbon, p. 28 — Dezoxidarea oţelului pentru ţevi cu aliaje complexe, p. 29 — Perfecţionarea tehnologiei şi mecanizarea reparării căptuşelii cuptoarelor tandem şi Martin de mare capacitate, p. 31 — Creşterea rezistenţei vetrelor, p. 33 — Reducerea consumului de metale de aliere la fabricarea aliajelor refractare pe bază de nichel, p. 34 — Perspectivele utilizării prafului de la epuratoarele de gaze, utilizate la fabricarea ferosiliciului, p. 41 — Regimuri eficiente de răcire accelerată, forţată, a rulourilor de benzi laminate la cald, p. 44 — Creşterea eficienţei de sudare a benzilor la laminarea la rece a oţelurilor rezistente la coroziune, p. 49 — Reducerea consumului de metal la maşini şi construcţii în cazul utilizării laminatelor cu rezistenţă generală garantată, p. 51 — Perfecţionarea tehnologiei de laminare a profilurilor pentru flanşe la laminorul 585, p. 55 — Livrarea şi controlul sîrmei laminate cu nivel garantat al proprietăţilor cerute de beneficiari, p. 56 — Regim raţional de frînare electromagnetică a benzilor de laminate durificate termic la răcitoarele laminorului de profiluri uşoare, p. 59 — Elaborarea normelor de consum a cositorului şi zincului la fabricarea tablei cositorite şi oţelului zincat, p. 61 — Cercetarea şi asimilarea procedeului de tragere cu role a ţevilor pe laminoarele cu regim continuu de funcţionare, p. 63 — Rezervă de creştere a productivităţii laminoarelor de trefilat, p. 70 — Influenţa compoziţiei chimice asupra proprietăţilor mecanice ale tablelor din oţel 09G2S, p. 72 — Influenţa mărimii iniţiale a grăunţilor asupra proprietăţilor oţelului pentru forjarea la rece în matriţe, p. 77 — Influenţa recoacerii de decarburare asupra structurii şi proprietăţilor oţelului pentru dinamuri, p. 80 — Structura şi proprietăţile oţelului pentru şine, dezoxidat cu aliaj intermediar de siliciu-vanadiu-calciu, p. 82 — Influenţa tratamentului după schema extrudare-laminare elicoidală asupra structurii şi proprietăţilor oţelului ROM2F36—MP, p. 87 — Recoacerea pulberii oţelului prin dispersarea topiturii de fier cu conţinut de carbon, p. 91 — Studierea sistemului de conducere operativă a sectorului oţel-laminat prin imitaţie, p. 92 — Optimizarea numărului de compoziţii de turnare şi a rezervelor de lingotiere în oţelării, p. 94 — Calculul şarjei elaborate în convertizoare cu oxigen cu optimizarea costului oţelului, p. 98 — Funcţionarea din punct de vedere termic a cuptorului cu trecere continuă a laminorului de profiluri uşoare de la uzina metalurgică Belorusia, p. 101 — — O nouă generaţie de utilaj termoenergetic pentru reutilarea tehnică a siderurgiei, p. 105.

Ing. N. Ilie, ing. Rodica Istrate
și ing. L. D. Kaba
Combinatul Siderurgic Hunedoara

Îmbunătățirea prin netezire a parametrilor funcționali ai pieselor utilizate în siderurgie

CZ : 666.1 : 621.747

Procedeul de rulare asigură deformarea plastică a stratului superficial și se aplică, după execuția tuturor operațiilor de așchiere, în scopul finisării și durificării suprafețelor pieselor.

Prin rulare, în stratul superficial se produce fenomenul de tasare a rugozităților, precum și o redistribuire a componentelor structurale ale materialului care duce la o compactizare a metalului cu urmări favorabile în ceea ce privește duritatea stratului superficial [1].

Deformarea plastică care are loc la suprafața pieselor se produce la o temperatură mică, situată mult sub temperatura de recristalizare (710 — 720°C).

Stratul deformat plastic la un oțel se deosebește de metalul de bază prin aceea că apare o structură mult mai fină (deoarece cristalele își pierd forma lor globulară), obținîndu-se o structură cu caracter fibros, favorabilă caracteristicilor cerute pieselor, prin concentrarea grăunților de perlită ai oțelului [2].

În figura 1 se prezintă modificarea structurii grăunților.

În cadrul Combinatului siderurgic Hunedoara utilizarea procedeului de netezire prin rulare a fost necesară din următoarele considerente : creșterea rezistenței la oboseală a unor piese greu solicitate și de importanță vitală pentru producție ; asigurarea unei structuri favorabile la suprafața exterioară pentru piese de dimensiuni mari pentru care nu există condiții de a efectua tratamentul termic de finisare a structurii ; asigurarea rugozității și durității pentru cilindrii hidraulici de dimensiuni mari pentru care nu sînt posibilități de prelucrare prin honuire.

La piese tip arbore dințat din reductoare, s-a constatat că durata de viață a fost scăzută, deși materialul a fost stabilit corect (34 MoCrNi 15). Cauza scoaterii din funcțiune a fost ruperea în zona de trecere între diametre, datorită razelor de racordare.

În urma analizelor efectuate s-a constatat că razele de racordare au fost mici, nefiind prelucrate la rugozitatea impusă.

S-au luat măsuri de reproiectare pentru creșterea razei de racordare, verificarea corectitudinii execuției cu ajutorul unor șabloane și rularea razelor pe strung cu ajutorul unui dispozitiv special (fig. 2).

Pentru a se putea asigura calitatea stratului superficial al unor plunjere de dimensiuni mari,

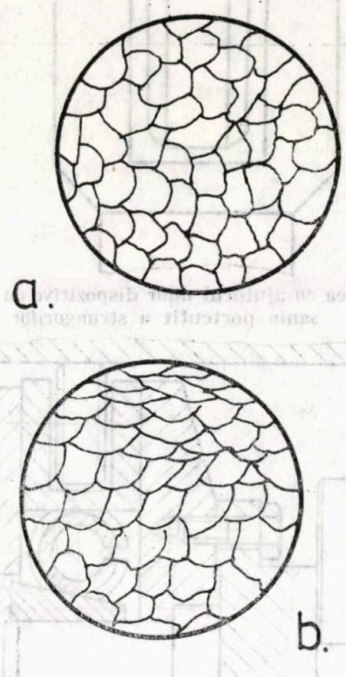


Fig. 1. Modificarea structurii grăunților

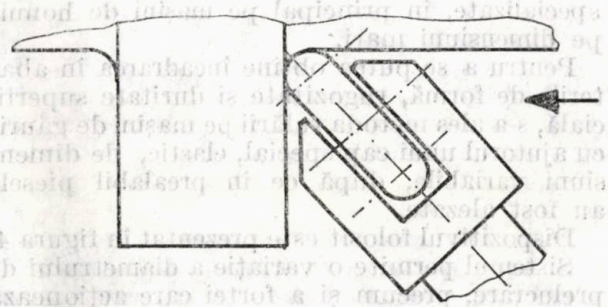


Fig. 2. Rularea razelor pe strung cu ajutorul unui dispozitiv special

necesare la presele de balotat fier vechi, nu s-a putut folosi altă metodă decît rularea, aceasta asigurînd simultan ambele cerințe impuse : rugozitate scăzută și duritate mai mare a stratului superficial.

Metoda prezentată asigură totodată și finisarea structurii plunjerelor, acestea fiind executate din oțel marca OLC 45 căruia i s-a aplicat numai tratamentul de normalizare.

Rularea s-a executat pe strunguri, cu ajutorul unor dispozitive cu role, fixate în sania portcuțit a acestora (fig. 3).

O problemă deosebită o constituie prelucrarea cilindrilor hidraulici de dimensiuni mari, în condițiile producției de serie mică și unicate.

Finisarea acestor echipamente hidraulice în condiții de serie mare se face pe mașini-unelte

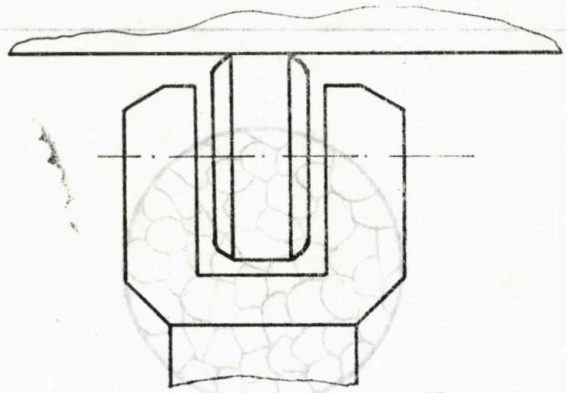


Fig. 3. Rularea cu ajutorul unor dispozitive cu role fixate în sania portcuțit a strungurilor

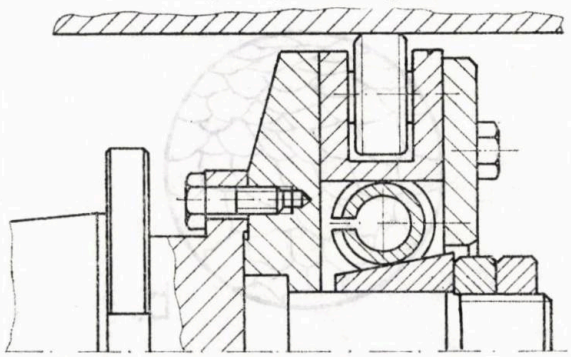


Fig. 4. Dispozitiv pentru dozarea pieselor

specializate, în principal pe mașini de honuit pe dimensiuni mari.

Pentru a se putea obține încadrarea în abaterile de formă, rugozitate și duritate superficială, s-a ales metoda rulării pe mașini de găurit cu ajutorul unui cap special, elastic, de dimensiuni variabile, după ce în prealabil piesele au fost alezate.

Dispozitivul folosit este prezentat în figura 4.

Sistemul permite o variație a diametrului de prelucrare, precum și a forței care acționează pe role prin intermediul unei bucșe conice care acționează asupra a trei bucșe elastice de foarte mare rigiditate.

Una din cele mai importante probleme este cea legată de netezirea microasperităților pe ambele direcții (longitudinală și circulară). Netezirea acestor microasperități depinde de forța de apăsare și de numărul de treceri, fapt care face ca după fiecare trecere vîrfurile să se netezească, rotunjindu-se pînă ce golurile dintre ele dispar, ca urmare a curgerii metalului în direcție radială și axială.

Deoarece rularea s-a efectuat cu scule elastice, apar neuniformități ale micro-și macroneregularităților, care apoi se repetă la fiecare trecere.

Ondulațiile apar, în general, la prelucrarea prin deformare plastică a stratului superficial, condiționat de: mărimea forței de rulare, neuniformitatea durității materialului, calitatea suprafeței înainte de rulare, vibrațiile sistemului mașină — unealtă — piesă, bătăile radiale ale sculei.

Pasul ondulațiilor este în directă legătură cu mărimea avansului sculei și cu bătăile piesei pe direcție axială.

Dacă se consideră o schemă de contact ideală între sculă și piesă, pasul ondulațiilor va fi normal și egal cu mărimea avansului (fig. 5

În cazurile reale, ondulațiile vor fi deformate ca urmare a oscilațiilor axiale ale rolelor care sînt mai mari de 0,2 mm (fig. 6).

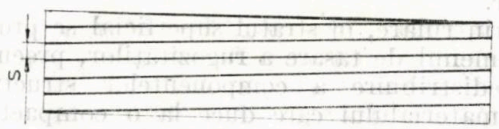


Fig. 5. Pasul ondulațiilor

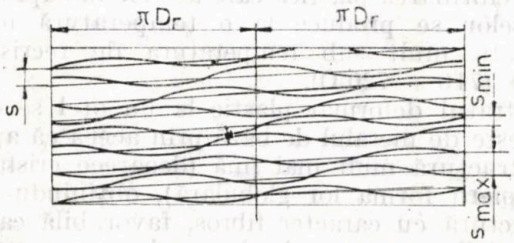


Fig. 6. Deformarea ondulațiilor

Se constată că există o corelație strînsă între mărimea avansului, diametrul piesei prelucrate și cel al rolei, toate concurînd la determinarea valorii amplitudinii oscilațiilor.

Interpretarea matematică a corelațiilor multiple ale acestui fenomen duce la o serie de concluzii în ceea ce privește ondulațiile stratului superficial. Se impune ca raportul dintre diametre să fie număr întreg și să aibă o valoare cît mai mică, în funcție de ansamblul condițiilor asigurate în procesul de rulare.

Prin procedeul de rulare a suprafețelor pieselor se obțin rezultate deosebite la execuția unor piese importante.

Acest procedeu asigură creșterea rezistenței la oboseală pentru piesele solicitate intens și variabil din punct de vedere dinamic, mărind durata de viață și siguranța în funcționare a acestora.

Rezultate bune au fost obținute la piese pentru care caracteristicile mecanice și structurale nu s-au realizat prin tratamente termice, ci prin deformarea stratului superficial.

Aplicarea rulării la cilindrii hidraulici a permis reducerea rugozității, a abaterilor de formă și creșterea durității suprafeței cilindrilor cu 25%.

BIBLIOGRAFIE

[1] Poninceanu, N., Gafițeanu, N.: *Probleme fundamentale ale contactului de rostogolire.* București, Ed. Tehnică, 1985.

[2] Gavrilaș, I., Maier, A.: *Netezirea suprafețelor prin rulare, alunecare și lovire.* București, Ed. Tehnică 1972.

Prof. dr. ing. T. Dumitrescu
Universitatea din Galaţi

Temperatura de 345° C — punct critic în desfăşurarea unor fenomene fizice şi în variaţia proprietăţilor fierului şi aliajelor sale

CZ : 669.12 : 669.11

Metalele şi în general corpurile solide prezintă o variaţie a proprietăţilor fizice şi mecanice în funcţie de temperatură.

În mod obişnuit, variaţii importante ale valorilor proprietăţilor fizice şi mecanice au loc la temperaturi definite, atunci cînd intervin modificări în aranjamentul atomilor în structurile cristaline.

În cazul metalelor de tranziţie apar modificări ale proprietăţilor fizice care nu sînt consecinţa unor transformări polimorfe, ci a unor modificări în structura internă a atomilor (transformările magnetice produse de modificări la nivelul spinilor electronici la punctul Curie).

Fierul şi aliajele sale, cu diferite elemente cu solubilitate interstiţială şi de substituţie, prezintă o serie de fenomene şi variaţii de proprietăţi în intervalul 300—400°C, mai ales în jurul temperaturii de 345°C; acestea, de asemenea, nu sînt consecinţa unor modificări în aranjamentul de ansamblu al atomilor în reţelele cristaline.

Aceste modificări bruşte în desfăşurarea anumitor fenomene şi în variaţia proprietăţilor fizice sau mecanice ale fierului şi ale aliajelor sale în intervalul 300—400°C pot fi considerate o anomalie a fierului. Aceasta a fost pusă în evidenţă, pentru prima dată, de G. Sirovich [1] pe curbele de dilataţie volumică.

Cercetători români [2] au reluat studiul acestei anomalii efectuînd o serie de cercetări asupra dilataţiei liniare a fierului de înaltă puritate în funcţie de temperatură, utilizînd o metodă dilatometrică de mare sensibilitate. S-a constatat o schimbare sensibilă a coeficientului de dilataţie la 346°C, confirmînd, astfel, rezultatele obţinute de G. Sirovich (fig. 1).

A fost trasată curba de variaţie a muchiei cubului care corespunde volumului unui atom de fier în reţeaua cristalină, în unităţi KX [3] după date din literatura de specialitate [4] şi [5].

Pe această curbă (fig. 2, *a*) se constată un mic salt de temperatură în intervalul 330—350°C (estimat la 346°C) prin analogie cu modificarea coeficientului de dilataţie a fierului policristalin.

Prin compararea rezultatelor obţinute [3], s-a stabilit că dilataţia globală a fierului policristalin este mai mare decît cea a reţelei cristaline (fig. 2, *b*).

De asemenea, au fost trasate curbele de dilataţie liniară a unor epruvete din siderită, magnetită şi hematită [1]. Au fost luaţi în considerare aceşti compuşi, ca urmare a faptului că oxigenul nu prezintă variaţii de valenţă şi, deci, forţele de legătură dintre atomii săi şi cei

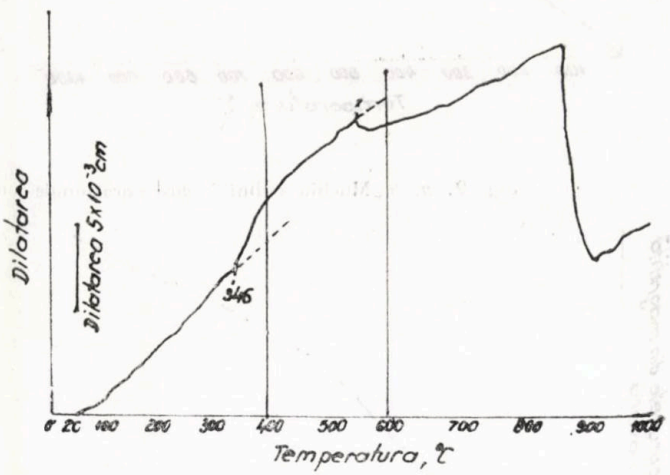


Fig. 1. Coeficientul de dilataţie la 346°C

ai fierului nu suferă variaţii. Ca urmare, modificarea coeficientului de dilataţie al oxizilor de fier intervine ca o contribuţie a atomilor de fier.

Pe curba de dilataţie a acestor oxizi (fig. 3) care reprezintă curba de dilataţie a unei epruvete din magnetită Kirunavara, se manifestă modificarea coeficientului de dilataţie la temperatura de 346°C.

Cercetări mai recente asupra fenomenelor care intervin la încălzirea fierului şi aliajelor sale, efectuate cu metode de mare sensibilitate (difractometria şi variaţia frecării interne), aduc noi date care confirmă existenţa unor modificări specifice de ordin structural intern, legate de variaţii ale valorilor unor proprietăţi fizice şi mecanice, în jurul temperaturii de 346°C.

Au fost efectuate cercetări asupra fluajului fierului pur în intervalul 20—400°C, sub vid şi în hidrogen, în domeniul elastic sub tensiuni de 5 şi de 10 kgf/mm² şi în domeniul plastic sub tensiune de 20 kgf/mm ², prin determinarea pe cale difractometrică a lăţimii liniilor (110) şi (220), ca urmare a apariţiei de dislocaţii şi a fragmentării blocurilor cristaline, ultimul fenomen ilustrat la scară microscopică, prin mic-

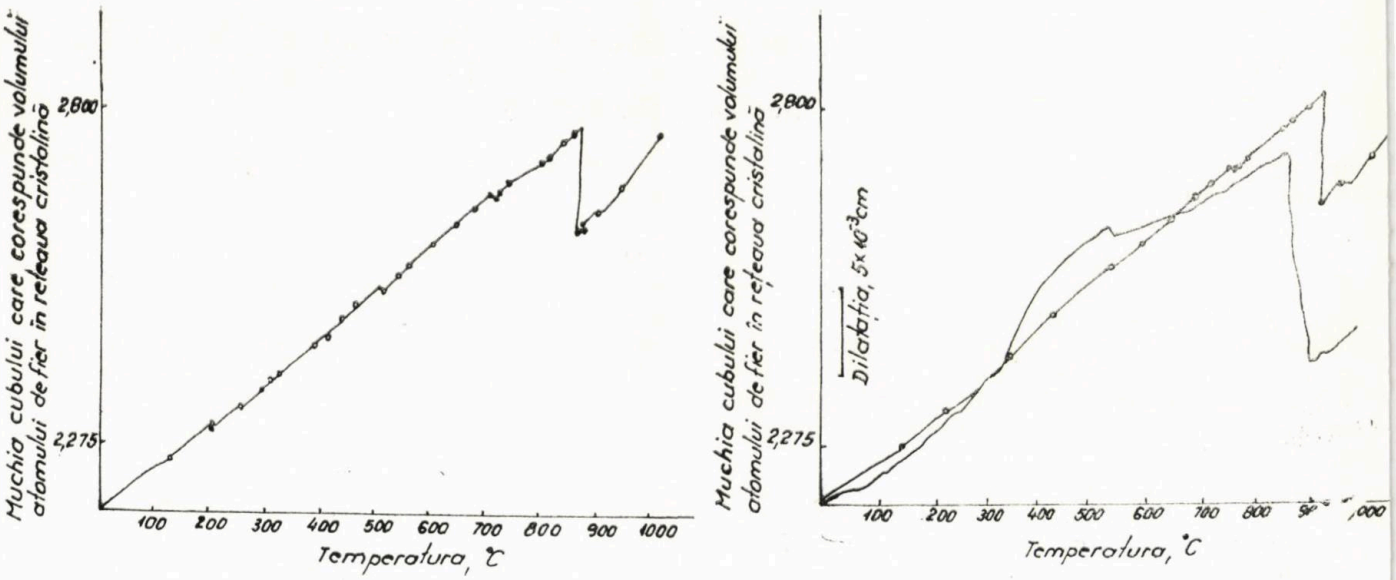


Fig. 2, *a*, *b*. Muchia cubului care corespunde volumului atomului de fier în rețeaua cristalină

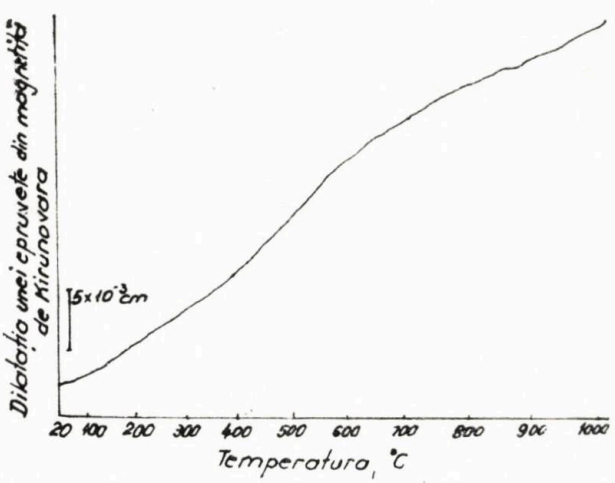


Fig. 3. Curba de dilatație a oxizilor de fier

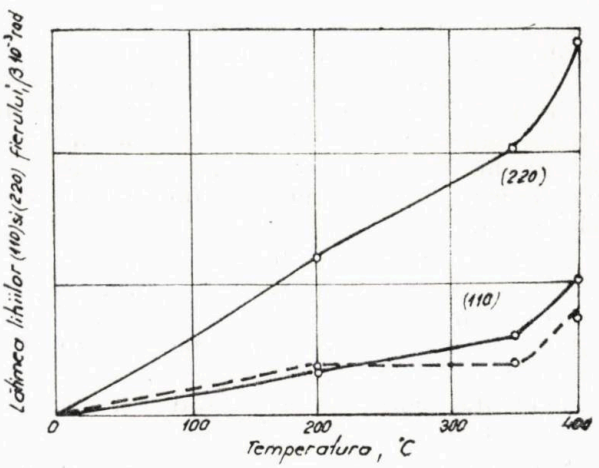


Fig. 4. Creșterea liniară a lățimii liniilor (110) și (220)

șorarea grăunților [6]. Curbele obținute (fig. 4) pun în evidență, pentru încălzirea în hidrogen, creșterea liniară a lățimii liniilor (110) și (220) pînă la temperatura de 350°C, iar peste această temperatură se constată o creștere mult mai rapidă.

Același fenomen s-a manifestat și la încălzirea fierului sub vid, pentru linia (110). Se poate conchide că la 345—350°C intervine o modificare sensibilă a procesului de formare a dislocațiilor, respectiv de fragmentare a blocurilor cristaline.

În sprijinul existenței temperaturii critice de 346°C intervin și cercetările efectuate asupra influenței temperaturii asupra frecării interne, în cazul unui aliaj fier-bor, cu un conținut de bor de 0,2% și cu un conținut de carbon de 0,001%, ambele elemente cu solubilitate interstițială în fier [7].

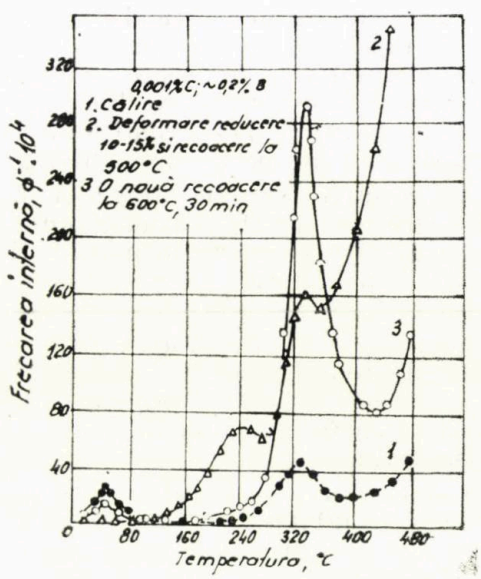


Fig. 5. Pic al frecării interne la 340°C

Curbele obținute (fig. 5) prezintă un vîrf al frecării interne la 340°C, a cărui poziție rămîne neschimbată indiferent de starea aliajului, în raport cu tratamentul anterior : călire, deformare plastică-recoacere, recoacere suplimentară.

Amplitudinea frecării interne variază față de starea cu borul în soluție (fig. 5, curba 1), în funcție de migrarea atomilor de bor din soluție și de interacțiunea acestora cu dislocațiile (fig. 5, curba 2) și în funcție de precipitarea de boruri (fig. 5, curbele 2 și 3), precipitare evidentă și la nivelul microstructurii.

Figura 6 reprezintă curbele de frecare internă–temperatură pentru cîteva oțeluri marca 23HG2T, cu conținuturi diferite de carbon și crom, pe care s-a studiat repartiția carbonului

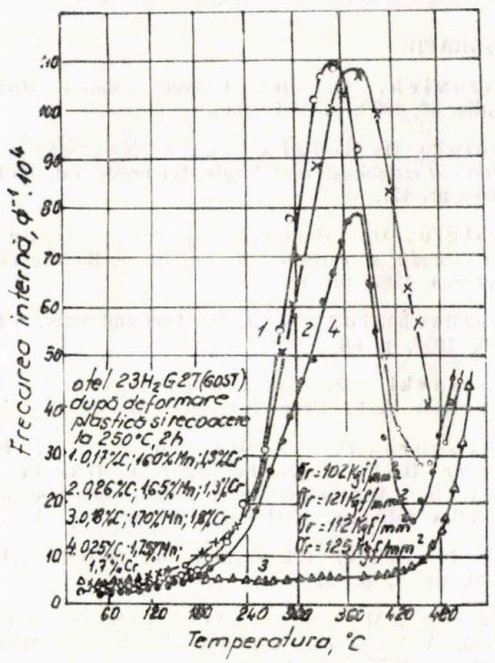


Fig. 6. Curbele de frecare internă — temperatură pentru cîteva oțeluri marca 23HG2T

între soluția solidă interstițială Feα—carbon și carburi [8]. Curbele au fost trasate pe oțeluri deformate plastic și recoapte la 250°C.

Conținuturile diferite de carbon și crom ale oțelurilor au determinat, pentru aceeași evoluție termică și mecanică anterioară, un anumit raport între carbonul legat și cel dizolvat. Oțelurile 1, 2 și 4 prezintă picuri ale frecării interne în intervalul cuprins între 340 și 370°C, ca urmare a migrării atomilor din poziții interstițiale și a interacțiunii cu dislocațiile. Picul frecării interne a oțelului 4 are o amplitudine mai slabă decît picurile oțelurilor 1 și 2, ca urmare a stării inițiale, caracterizată printr-un conținut mai mare de carbon combinat. Pe curba 3 nu apare nici un pic deoarece carbonul a fost inițial legat în carburi.

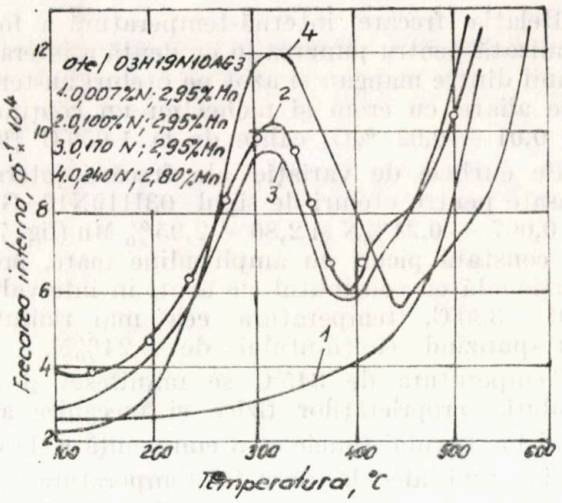


Fig. 7. Curbele de variație ale frecării interne trasate pentru oțeluri de tipul O3H19N10AG3

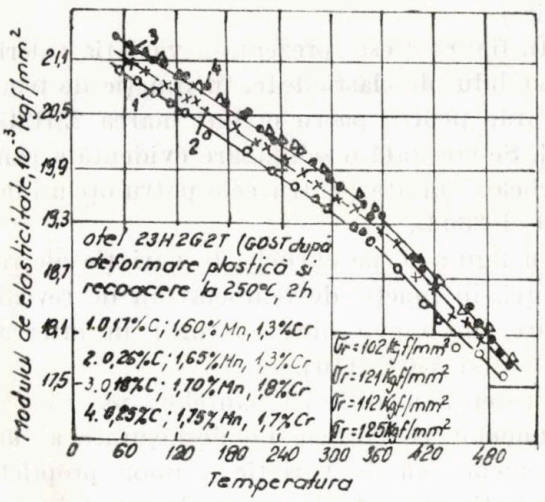


Fig. 8. Variația valorilor modulului de elasticitate, în funcție de temperatură, pentru oțelurile marca 23H2G2T

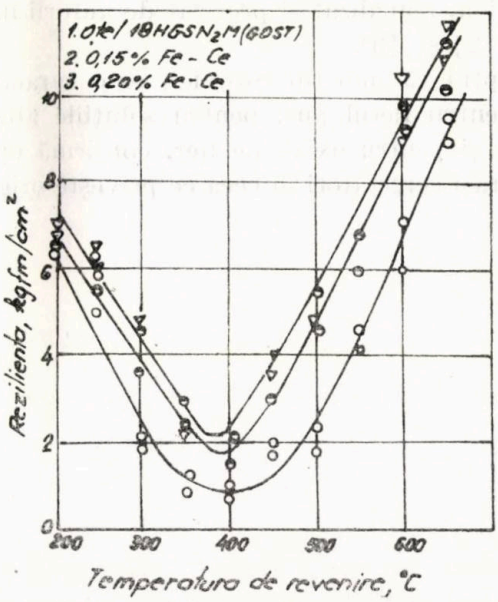


Fig. 9. Curbele de variație ale rezilienței, în funcție de temperatura de revenire

Relaţia frecare internă-temperatură a fost analizată pentru punerea în evidenţă a interacţiunii dintre mangan şi azot pe oţeluri austenitice aliate cu crom şi nichel cu un conţinut de 0,01 — 0,02 %C, călite de la 1 050°C [9].

Pe curbele de variaţie ale frecării interne trasate pentru oţeluri de tipul 03H19N10AG3, cu 0,007 — 0,24%N şi 2,80 — 2,95% Mn (fig. 7), se constată picuri cu amplitudine mare, proporţională cu conţinutul de azot, în intervalul 310 — 330°C, temperatura cea mai ridicată corespunzînd conţinutului de 0,24%N.

Temperatura de 345°C se manifestă şi în evoluţia proprietăţilor fizice şi mecanice ale aliajelor fierului (unele ca o consecinţă a derulării — mai ales la această temperatură — a unor procese de migrare a atomilor în soluţiile solide şi de precipitare a unor faze intermetalice).

În figura 8 este prezentată variaţia valorilor modulului de elasticitate, în funcţie de temperatură, pentru patru oţeluri marca 23H2G2T [8]. Se constată o schimbare evidentă a pantei curbelor trasate pentru cele patru oţeluri între 340 şi 360°C.

În figura 9, pe curbele de variaţie ale rezilienţei, în funcţie de temperatura de revenire, apare un minim bine conturat în intervalul de 340 şi 350°C [10].

Prezenţa modificării pantelor, picurilor sau minimelor pe curbele de desfăşurare a unor fenomene sau de variaţie a unor proprietăţi la 345°C, sau într-un interval îngust în jurul acestei valori, confirmă existenţa punctului Sirovich, reanalizat şi precizat de autorii lucrărilor [2] şi [3].

Faptul că punctul Sirovich este caracteristic pentru fierul pur, pentru soluţiile alfa şi gama şi pentru oxizii de fier, confirmă opinia aceloraşi cercetători în ceea ce priveşte originea acestui punct în modificări care se produc la nivelul atomului de fier, în modificări intervenite în învelişurile de electroni.

Efectul acestor modificări constă în slăbirea forţelor de legătură dintre atomi, ceea ce facilitează creşterea numărului de defecte de reţea, migrarea atomilor, migrarea dislocaţiilor şi precipitarea de compuşi intermetalici.

Prezenţa atomilor străini în edificiul cristalin al fierului în poziţii interstiţiale sau de substituţie face ca punctul Sirovich să se deplaseze spre temperaturi mai mari sau mai mici, ceea ce sugerează chiar existenţa unui interval Sirovich.

În plus, pentru un aliaj dat, poziţia punctului Sirovich şi intensitatea fenomenelor asociate pot fi influenţate, într-o oarecare măsură, de istoria termică şi mecanică a aliajului.

BIBLIOGRAFIE

[1] Sirovich, G. În: Gazzeta chimica italiana, Italia, 53, 1923, p. 674–688.

[2] Bolgiu, O., Bolgiu, Maria, Negrescu, Tr *Studii şi cercetări de metalurgie*. Bucureşti, Ed. Tehnică 1960, nr. 471.

[3] Bolgiu, O., Bolgiu Maria, Negrescu, Tr. *Studii şi cercetări de metalurgie*. Bucureşti, Ed. Tehnică, 1962, nr. 1.

[4] Goldschmidt, H. J. În: Iron and Steel, S.U.A., 186, 1957, p. 68

[5] Basinski, Z. S., Hume Rothery W., Sutton A. L. Proc. Roy. Soc. Am. S.U.A., 1955.

[6] Niconorova, A. I., Borisova, N. S., Kochmar B. F., Soboleva, I. P. Gnedenko, T. A. În: *Metallovedenie i Termiceskaia Obrabotka* Metallov (Mitom), U.R.S.S., 1976, nr. 2, p. 66 — 69.

[7] Metreveli, V. Ch. şi colab. În: *MITOM*, U.R.S.S., 1970, nr. 1, p. 21.

[8] Kristal, M. A., Nicoliskii, N. N., Izvolskii, V. Y., Vasvaniun, I. M. In: *MITOM*, U.R.S.S. 1977, nr. 1.

[9] Simonova, T. N., Useva, L. F. În: *MITOM*, U.R.S.S., 1977, nr. 8, p. 72.

[10] Guraşev, V. T., Sokolov, L. D. În: *MITOM*, U.R.S.S., 1969, nr. 3.

Aliaje complexe cu conținut de calciu, utilizate la tratarea oțelurilor (II)

Prof. dr. doc. ing. Fl. Oprea și
ing. Anișoara Ciocan
Universitatea din Galați
ing. N. Ciocan I.M.N. Galați

CZ : 669.018 : 669.891

Tratarea oțelurilor cu aliaje care conțin calciu duce la: reducerea considerabilă a conținuturilor de [O] și de [S], obținerea unor incluziuni nemetalice cu temperaturi scăzute de topire, capacitate bună de coalescență și decantare. De asemenea, sînt influențate favorabil forma și modul de repartiție ale incluziunilor nemetalice remanente, ceea ce duce la îmbunătățirea proprietăților și a capacității de deformare a oțelurilor.

Comportarea calciului în sisteme binare

Calciul are o bună capacitate de dezoxidare și desulfurare (fig. 1). Cu toate acestea, calciul

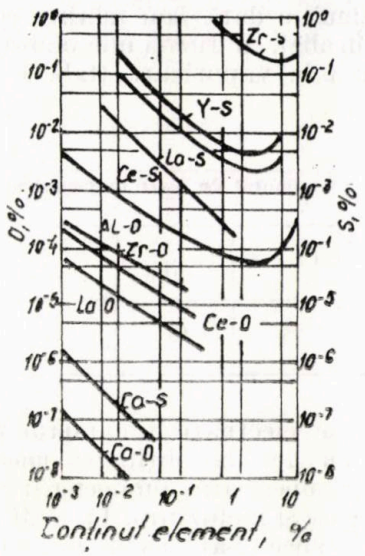


Fig. 1. Curbele de echilibru ale unor elemente dizolvate în fier cu sulful și oxigenul, la 1 600°C

nu poate fi utilizat ca atare din cauza tensiunii ridicate de vapori la temperatura băii metalice (la 1 600°C, $p_{Ca} = 1{,}6$ atm) și a solubilității scăzute în fier.

B. P. Burîlev [1] a calculat solubilitatea și coeficientul de activitate ale calciului la 1 600°C plecînd de la ecuația pentru sisteme tricomponente Fe—Ca—Me :

$$-\Delta H + T\Delta S = RT\ln X_{Ca} + X_{Fe}Q_{Fe-Ca} + X_{Me}Q_{Me-Ca} - X_{Fe}X_{Me}Q_{Fe-Me} - X_{Fe}X_{Ca}Q_{Fe-Ca} - X_{Me}X_{Ca}Q_{Me-Ca} \quad (1)$$

unde :

ΔH și ΔS — sînt variațiile entalpiei și ale entropiei la trecerea Ca solid în soluție;

X_{Fe}, X_{Ca}, X_{Me} — fracțiile molare ale Fe, Ca, Me ($X_F + X_{Ca} + X_{Me} = 1$);

$Q_{Fe-Ca}, Q_{Me-Ca} Q_{Fe-Me}$ — energiile de interacțiune între elemente.

Pentru sistemul Fe—Ca, în care $X_{Me} = 0$, rezultă :

$$-\Delta H + T\Delta S = RT\ln x_{Ca} + (1 - X_{Ca})^2 Q_{Fe-Ca} \quad (2)$$

de unde se obține $X_{Ca} = 0{,}00045$ sau 0,032% solubilitatea calciului în fierul lichid la 1600°C.

Mărirea eficacității calciului prin utilizarea sa în aliaje complexe

Creșterea eficacității calciului, la tratarea oțelului, se poate realiza prin introducerea în aliajele care conțin calciu a unor elemente care să mărească solubilitatea calciului în fierul lichid (fig. 2) sau a unor elemente care să micșoreze tensiunea de vapori a calciului, astfel încît acesta să-și manifeste mai mult timp acțiunea în aliajul tratat.

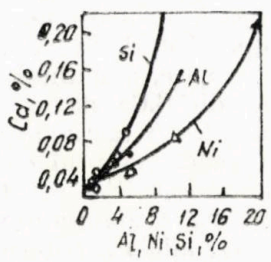


Fig. 2. Influența unor elemente asupra solubilității calciului în aliajele Fe—Ca—Me, la 1 600°C

De aici rezultă necesitatea utilizării aliajelor complexe, avantajoase fiind în acest sens cele din sistemele Fe—Al—Si—Ca, care pot să conțină Ti, Ba, Sr, Zr sau elemente din grupa pămînturilor rare [2] — [4].

La introducerea calciului sau a aliajelor care conțin calciu în oțelul lichid, în stratul limită are loc saturarea rapidă a acestuia cu calciu. În continuare, procesul de dizolvare este condiționat de difuzia lentă a calciului din stratul limită în volumul oțelului tratat, difuzie care este frînată de solubilitatea redusă a calciului în fierul lichid.

Cele mai utilizate aliaje sînt cele din sistemul fier-siliciu conform relaţiei:

$$1g\frac{p_{Ca}[O]f_O^{Ca}\cdot f_{Ca}^0}{a_{CaO}} = -\frac{34680}{T} + 10{,}035 \quad (3)$$

Pentru reacţia $\{Ca\} + [O] = (CaO)$, constanta de dezoxidare cu calciu la 1 600°C este egală cu $3{,}3 \times 10^{-9}$, iar $[O]f_O^{Ca}/a_{CaO} = 3{,}6 \times 10^{-5}$.

Adică, la dezoxidarea cu SiCa, se poate micşora conţinutul de oxigen, teoretic, pînă la $4{,}0 \times 10^{-5}$, dacă CaO va fi legat de SiO_2. Siliciul din silicocalciul introdus în oţel se dizolvă rapid în acesta şi îşi micşorează activitatea, iar calciul nereacţionat se consumă pentru dezoxidarea zgurei. Gradul de dezoxidare, în condiţiile echilibrului cu faza oxidică, poate fi calculat cu relaţia:

$$1g[O]_{Si.Ca} = 1g[O]_{Si} + 1/2\ 1g\ a_{SiO_2} \quad (4)$$

Pentru Ca_2SiO_4, la 1 600°C, $a_{SiO_2} = 0{,}024$ iar conţinutul minim de [O] din fier la dezoxidarea cu SiCa este egal cu $6{,}5 \times 10^{-4}$ la 2,6%Si, adică mult mai mare decît limitele atinse la dezoxidarea cu calciu [5].

Eficienţa SiCa se măreşte în sisteme închise, cînd presiunea deasupra oţelului tratat se menţine mai mare decît presiunea vaporilor de calciu. Caracteristic pentru dezoxidarea cu SiCa nu este reducerea conţinutului de [O] ci obţinerea unor incluziuni remanente mici.

Aluminiul introdus sub formă de CaAl micşorează activitatea şi tensiunea de vapori a calciului în oţel. Totuşi, în stadiul iniţial al procesului de topire, aluminiul se comportă similar siliciului din SiCa, dar acesta are capacitate mai mare de interacţionare cu oxigenul. Avîndu-se în vedere faptul că produşii de dezoxidare sînt soluţii (CaO)-(Al_2O_3), în care activitatea minimă a aluminiului este 0,014, conţinutul de [O] minim, teoretic, în echilibru cu aliajul este $7{,}4 \times 10^{-5}$ % [6].

Din analiza rezultatelor prezentate în literatura de specialitate se remarcă faptul că cele mai eficiente s-au dovedit aliajele Ca—Al—Si—Mn—Fe, în care elementele se află în concentraţii aproximativ egale (~ 20%) [7]. Din analiza incluziunilor formate la dezoxidarea cu astfel de aliaje complexe, elementele se ordonează în funcţie de afinitatea faţă de oxigen: Al—Ca—Si—Mn, iar faţă de sulf: Ca—Mn—Al. Deci, procesele se desfăşoară conform reacţiei:

$$3MnS + 3CaO + 2Al \rightarrow 3CaS + Al_2O_3 + 3Mn - 4117{,}5\ kJ \quad (4)$$

incluziunile fiind formate din aluminaţi şi sulfuri de calciu.

Pentru mărirea eficienţei calciului la tratarea oţelului, este oportun ca în aliajele complexe să se introducă un element care să aibă solubilitate limitată în fierul lichid, care să micşoreze tensiunea de vapori şi care să mărească solubilitatea calciului. Aceste condiţii sînt îndeplinite de bariu: temperatura de fierbere este 1 637°C, iar la temperatura de 1 600°C tensiunea de vapori a bariului este 0,70 at. Calciul şi bariul se dizolvă complet unul în altul în stare lichidă, iar tensiunea de vapori a aliajului, care conţine Ca şi Ba, este mai mică decît a fiecărui element în parte. Ca urmare, se măreşte timpul de interacţiune a calciului cu oţelul tratat, asigurînd creşterea intensităţii procesului de modificare a incluziunilor, care se desfăşoară în paralel cu procesul de dizolvare a siliciului şi aluminiului.

Incluziunile care se formează la dezoxidarea cu aliaje Ca—Si—Al—Ba sînt aluminaţi de calciu şi sulfuri de calciu şi mangan. Absenţa bariului, precum şi creşterea concentraţiei CaO în incluziuni, o dată cu mărirea conţinutului de bariu în aliaj, confirmă micşorarea pierderilor de calciu prin vaporizare (tab. 1) [6].

Tabelul 1

Conţinutul de CaO în incluziuni

Dezoxidantul	Ca—Si	Ca—Si—5Ba	Ca—Si—15Ba	Ca—Si—25Ba
CaO, %	15	45	55	65

Cercetările efectuate în cuptorul electric cu inducţie au dus la obţinerea unor feroaliaje de calitate superioară, omogene şi cu conţinut redus de gaze şi incluziuni. La alcătuirea încărcăturii metalice s-au avut în vedere următoarele: pierderile prin oxidare în funcţie de afinitatea fiecărui element faţă de oxigen; calitatea materialelor utilizate în încărcătură; gradul lor de impurificare; condiţiile de topire şi elaborare. La stabilirea ordinei de introducere a componenţilor la elaborare s-a ţinut seamă de solubilitatea reciprocă a componenţilor pentru ca randamentul lor de utilizare să fie maxim [8].

În prima etapă a cercetărilor, în încărcătură s-au utilizat aluminiu metalic sub formă de deşeuri, silicocalciu şi deşeuri din tablă din oţel. În etapa următoare, avîndu-se în vedere eliminarea materialelor deficitare, s-a perfecţionat tehnologia de elaborare a feroaliajelor Fe—Al—Si—Ca—Ba, utilizînd în încărcătură materiale indigene. Prin urmare, s-a eliminat silicocalciul, elementele alcalino-pămîntoase fiind

asimilate în aliaj din sărurile acestora. Compoziția chimică a feroaliajelor elaborate este prezentată în tabelul 2.

Tabelul 2

Compoziția chimică a feroaliajelor elaborate

Feroaliajul \ Elementul, %	Al	Si	Ca	Ba	Fe
Fe—Al—Si—Ca	30—35	20—30	8—12	—	rest
Fe—Al—Si—Ca—Ba	19—21	35—40	10—12	10—12	rest

Concluzii

Eficiența feroaliajelor care conțin calciu constă în creșterea intensității și randamentului proceselor metalurgice: dezoxidare, desulfurare, modificare etc.

Cercetările experimentale au dus la stabilirea tehnologiei de obținere a acestor feroaliaje, utilizînd materii prime indigene.

Au fost fundamentate unele aspecte teoretice referitoare la topiturile metalice care conțin calciu, elucidîndu-se în același timp factorii care condiționează comportarea calciului în aceste sisteme.

BIBLIOGRAFIE

[1] Burtlev, B. P. În: Iz. V. U. Z. Ciornaia Metallurghiia, U.R.S.S. nr. 1, 1971.

[2] Iakușev, A. M., Mihailov, E. M. În: Iz. V. U. Z. Ciornaia Metallurghiia, U.R.S.S., nr. 7, 1974.

[3] Akbiev, M. A. În: Metallurg, U.R.S.S., nr. 10, 1985.

[4] Cosnearu, C., ș.a. *Materiale auxiliare pentru turnătorii*. București, Ed. Tehnică, 1983.

[5] Iț kovici, G. M. *Raskilenie stali i modifițirovanie nemetalliceskih vkliucenii*. Moscova, Metallurghiia, 1981

[6] Iț kovici, G. M., În: Stal, U.R.S.S., nr. 6, 1977.

[7] Ototani, T., Kataura, J. În: J. Trans. Iron and Steel Inst. of Japan, Japonia, nr. 5, 1972.

RECENZIE

Sebatinov, M. P., Abramenko, I. E., Beh, N. I. *Fonte cu grafit nodular pentru automobile* (Visokoprocinti ciugun v avtomobilestroenii), Moscova, Ed. Mașinostroenie, 1988, 216 pagini.

Lucrarea își propune să analizeze structura, proprietățile fizico-mecanice, tehnologice și de exploatare ale Fgn, ca material actual și de perspectivă în construcția de autovehicule rutiere.

Structurată pe trei capitole și 20 subcapitole, lucrarea oferă date utile pentru alegerea materialelor și a agregatelor de elaborare, a tehnologiilor de modificare și de tratament termic. Sînt prezentate tehnologii tipice de obținere a mai multor categorii de piese.

Primul capitol este consacrat prezentării Fgn ca material de construcție în industria de autovehicule.

La o compoziție chimică generală: 3,4 — 3,7%C; 1,6 — — 3,2% Si; 0,2 — 0,8% Mn; max. 0,003 % S; sub 0,1% P; 0,03 — 0,06 % Mg, Fgn poate prezenta și unele particularități: sub 0,2% Mn în fontele de înaltă plasticitate și sub 0,3% Mn în fontele bainitice. Se remarcă faptul că pămînturile rare, capabile să formeze fosfuri compacte, limitează apariția eutecticului fosforos ternar, deosebit de nociv.

În cazul Fgn perlitice, este evidențiat rolul alierii, îndeosebi la temperaturi de lucru peste 300°C, cînd sînt recomandate asocieri Mo + Cr, Ni + Cr, Cr + Sn. Este efectuată o corelație între proporția de perlită și numărul de noduli de grafit din structură.

Fontele feritice, cu utilizări obișnuite pînă la 300°C, dar cu posibilități de extindere pînă la 500°C, se obțin de regulă ca fonte sintetice (din fier vechi), la compoziția chimică: 3,5 — 3,8%C; 2,4 — 3%Si; max. 0,35% Mn; 0,012 — — 0,017% P; max. 0,015% S. Se menționează faptul că prezența în compoziția chimică a unor mici cantități de elemente însoțitoare afectează în mare măsură masa metalică de bază și ca atare și alungirea. Astfel, 0,15% Cr a determinat formarea a 15% perlită și scăderea alungirii cu 4 — 6%, în timp ce la 0,2%Cr perlita a ajuns la 70%. O acțiune deosebită o are Sn. La creșterea conținutului acestui element de la 0,01 la 0,02 și 0,06%, proporția de perlită a crescut (la 25 mm grosime) de la 1 la 60 și respectiv 86%, în timp ce alungirea a scăzut de la 21 la 9,8 și respectiv 6%.

Pentru piesele care lucrează la temperaturi ridicate, se utilizează fonte cu 5 — 6,5 %Si, caracterizate însă prin fragilitate ridicată.

Fontele aliate cu 0,8% Mo și 2,5% Ni sînt caracterizate prin proprietăți mecanice ridicate.

Fontele austenitice, înalt aliate cu Ni sînt recomandate pentru piesele care lucrează în condiții de uzare și oxidare, la temperaturi ridicate (pînă la 800°C).

Formarea unor faze din sistemul Ni—Si—Fe este specifică acestei fonte în condițiile: % fază (Ni—Si—Fe) = —22,7 + 5,4%Si + 3,5% Cr + 3% Mn — 0,3% Ni.

Un nou tip de fontă austenitică utilizată mult în ultimii ani conține 2% C, 36% Ni, 5,5% Si, 2% Cr, rezistentă la oxidare pînă la 1 000°C, cu tenacitate ridicată, îndeosebi la un adaos de 1% Mo.

Fontele bainitice sînt prezentate ca fiind materiale deosebite în acest domeniu, efectuîndu-se o succintă comparație între cele obținute în stare turnată, printr-un grad ridicat de aliere și cele rezultate din călire cu transformare izotermă în domeniul bainitic. Se consideră că, pentru realizarea caracteristicilor mecanice necesare, la o grosime a pieselor de 25 mm în stare turnată, sînt necesare alieri de tipul: 4 — 8% Ni sau 0,5 — 1,0% Mo + 1%Ni sau 0,8% Mo + 1,2% Cu. În general, bainita superioară se realizează la 4 — 5% Ni, în timp ce bainita inferioară la 6 — 8% Ni.

(*continuare în pag. 439*)

Utilizarea modelării matematice asistate de calculator în tehnologia tratamentelor termice aplicate oțelurilor de înaltă rezistență microaliate

Dr. ing. Mihaiela Isac și ing. Doina Răducanu
Institutul Politehnic București

CZ : 621.785.681.3

Tendințele actuale și de perspectivă pe plan mondial în cercetarea și producerea oțelurilor de înaltă rezistență slab aliate (simbolizate I.R.S.A) și microaliate pot fi sintetizate în dezideratul producerii unor mărci de oțeluri cu limite de curgere cît mai ridicate, în vederea reducerii greutății elementelor din construcțiile metalice pentru producerea cărora sînt utilizate.

Luînd în considerare însă marea diversitate a domeniilor în care se folosesc și în care încep să pătrundă, acestor oțeluri li se impun alături de limite de curgere ridicate, superioare valorii de 700 N/mm², și caracteristici de rezilienţă bune, temperaturi de tranziție ductil-fragil tot mai coborîte (−100°C), sudabilitate bună (carbon echivalent cît mai scăzut) și, pentru unele mărci, rezistență la coroziune bună.

Pentru împlinirea acestor deziderate, la elaborarea oțelurilor din această clasă se are în vedere utilizarea Mo, Cr, Ni, Cu ca elemente de aliere și V, B și/sau Ti, Zr ca elemente de microaliere. În figura 1 sînt reprezentate sintetic compozițiile chimice tipice pentru aceste oțeluri.

Cercetările experimentale expuse în lucrare au fost orientate în direcția stabilirii influenței parametrilor termici și temporali asupra caracteristicilor mecanice obținute după călirea și revenirea oțelului microaliat cu B și V, cu compoziția prezentată în tabelul 1.

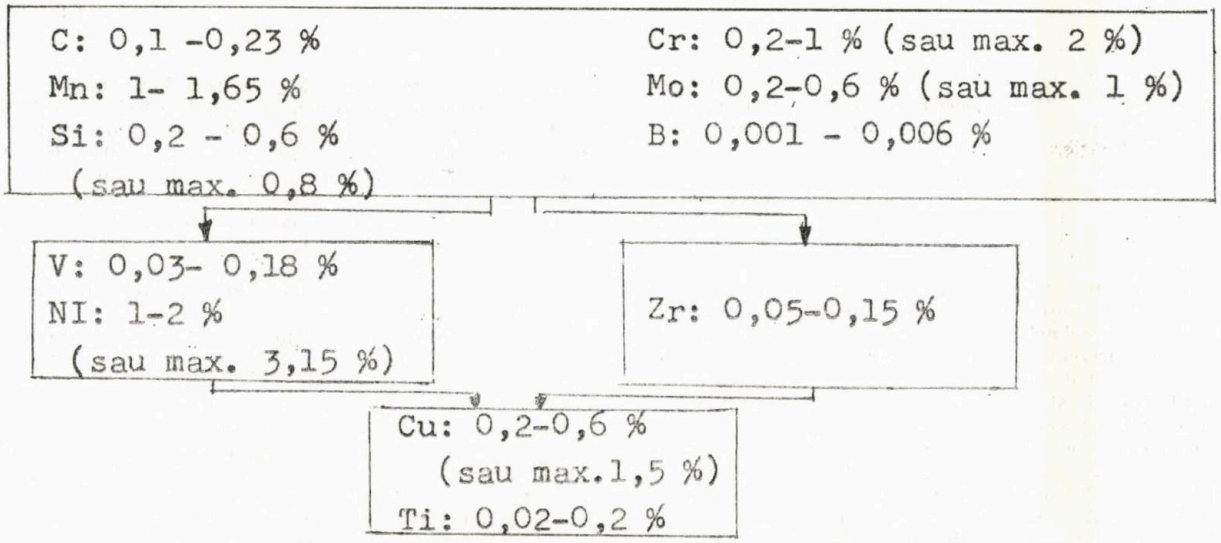


Fig. 1. Compozițiile chimice tipice pentru oțelurile de înaltă rezistență slab aliate și microaliate, destinate fabricației produselor plate utilizate în stare călită și revenită

Tabelul 1

Compoziția chimică a oțelului microaliat cu B, V și Ni

Marca de oțel	Analiza compoziției chimice	Compoziția chimică, %; lingou de 50 kg elaborat într-un cuptor cu încălzire prin inducție										
		C	Mn	Si	S	P	Cr	Mo	B	Al	V	Ni
C—Mn—	L	0,21	1,33	0,28	0,011	0,017	1,15	0,24	0,0029	0,051	0,08	0,75
Cr—	P_1	0,21	1,38	0,28	0,010	0,017	1,22	0,27	0,0031	0,043	0,06	0,72
Mo—B—V—Ni	P_2	0,2	0,37	0,27	0,010	0,017	1,21	0,25	0,0029	0,049	0,06	0,74

L — analiza compoziției chimice pe oțel lichid;
P_1, P_2 — analiza compoziției chimice la capul și piciorul lingoului

Pentru determinarea corectă a gradului de influenţă manifestat de parametrii tehnologici ai proceselor de călire şi revenire asupra caracteristicilor mecanice şi structurale ale oţelului a fost aplicată o metodă matematică de planificare a experimentărilor, şi anume metoda de programare central-compoziţional rotabilă de ordinul II.

În cele ce urmează se vor prezenta variabilele independente ale proceselor de tratamente termice de călire şi revenire şi, deci, cele ale modelului matematic adoptat.

Variabilele dependente ale modelului sînt următoarele:

X_1 — temperatura de călire, °C, variată în intervalul 908—950°C;

X_2 — temperatura de revenire, °C, variată în intervalul cuprins între 570 şi 700°C;

X_3 — timpul de menţinere la revenire, min, variat în intervalul 40 — 140 min.

Ecuaţia care defineşte modelul este de tipul:

$$Y = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_3 + b_4x_1x_2 + b_5x_1x_3 + b_6x_2x_3 + b_7x_1^2 + b_8x_2^2 + b_9x_3^2$$

Variabilele dependente ale sistemului sînt considerate:

Y_1 — limita de curgere, N/mm²;

Y_2 — rezistenţa la rupere, N/mm²;

Y_3 — alungirea, %;

Y_4 — stricţiunea, %;

Y_5 — energia de rupere prin şoc, longitudinal, J;

Y_6 — energia de rupere prin şoc, transversal, J;

Y_7 — duritatea după îmbunătăţire, *HV*.

Numărul total de regimuri complete de călire şi revenire necesare pentru determinarea modelului este de 20, dintre care şase regimuri practicate cu parametri identici, deci în centrul modelului, pentru verificarea reproductibilităţii rezultatelor. Rezolvarea modelului s-a concretizat în determinarea ecuaţiilor pentru variabilele dependente.

Ecuaţiile variabilelor dependente (maxime şi minime) sînt următoarele pentru oţelul C — Mn—Cr—Mo—B—V—Ni:

$x_1 = x$

$Y_1 = R_{p0,2}$, limita de curgere, N/mm²; $x_2 = y$

$x_3 = Z$

$$Y_1 = 735{,}676 + 27{,}39 \cdot X_1 - 136{,}955 \; X_2 - 23{,}890 \; X_2X_3 + 14{,}930 \; X_2^2; \quad (1)$$

$R_{p0,2\,min} = 473$ N/mm²($T_c = 886$°C, $T_{rev} = 698$°C, $t_{rev} = 131$ min);

$R_{p0,2\,max} = 1109$ N/mm²($T_c = 953$°C, $T_{rev} = 573$°C, $t_{rev} = 131$ min).

$Y_2 = R_m$, rezistenţa la rupere, N/mm²; (2)

$$Y_2 = 861{,}416 + 16{,}844 \; X_1 - 88{,}038 \; X_2 - 12{,}574 \; X_3 - 31{,}019 \; X_2X_3 - 30{,}959 \; X_1^2 + 33{,}798 \; x_2^2;$$

$R_{m,min} = 606$ N/mm²($T_c = 886$°C, $T_{rev} = 698$°C, $t_{rev} = 131$ min);

$R_{m,max} = 1160$ N/mm² ($T_c = 926$°C, $T_{rev} = 573$°C, $t_{rev} = 131$ min);

$Y_3 = A_5$, alungirea, %; (3

$$X_3 = 16{,}007 + 1{,}264 \; x_2 + 0{,}939 \; x_3 - 0{,}929 \; X_1^2 + 0{,}663 \; x_3^2;$$

$A_{5,min} = 9{,}7$ % ($T_c = 960$°C, $T_{rev} = 573$°C, $t_{rev} = 65$ min);

$A_{5,max} = 21{,}5$ ($T_c = 919$ °C, $T_{rev} = 700$ °C, $t_{rev} = 140$ min);

$Y_4 = Z$, stricţiunea % (4)

$$Y_4 = 64{,}022 - 0{,}344 \; x_1 + 0{,}968 \; x_2 + 0{,}735 \; x_3 + 1{,}338 \; x_1x_2 - 0{,}687 \; x_1x_3 - 1{,}382 \; x_2^2 - 0{,}427 \; x_3^2;$$

$Z_{min} = 52$% ($T_c = 955$ °C, $T_{rev} = 573$°C, $t_{rev} = 13$ min);

$Z_{max} = 66$ % ($T_c = 886$°C, $T_{rev} = 617$°C, $t_{rev} = 131$ max.);

$Y_5 = KV_L$, energia de rupere prin şoc pe direcţie longitudinală, J; (5)

$$Y_5 = 90{,}876 + 27{,}683 \; x_2 + 11{,}295 \; x_3 - 7{,}880 \; x_1x_3 + 15{,}634 \; x_2x_3 + 7{,}097 \; x_1^2 + 6{,}389 \; x_2^2;$$

$KV_{L,min} = 37{,}5$ J($T_c = 933$°C, $T_{rev} = 573$°C, $t_{rev} = 131$ min);

$KV_{T,max} = 230$ J($T_c = 886$°C, $T_{rev} = 698$°C, $t_{rev} = 131$ min);

$Y_6 = KV_T$, energia de rupere prin şoc pe direcţie transversală, J; (6)

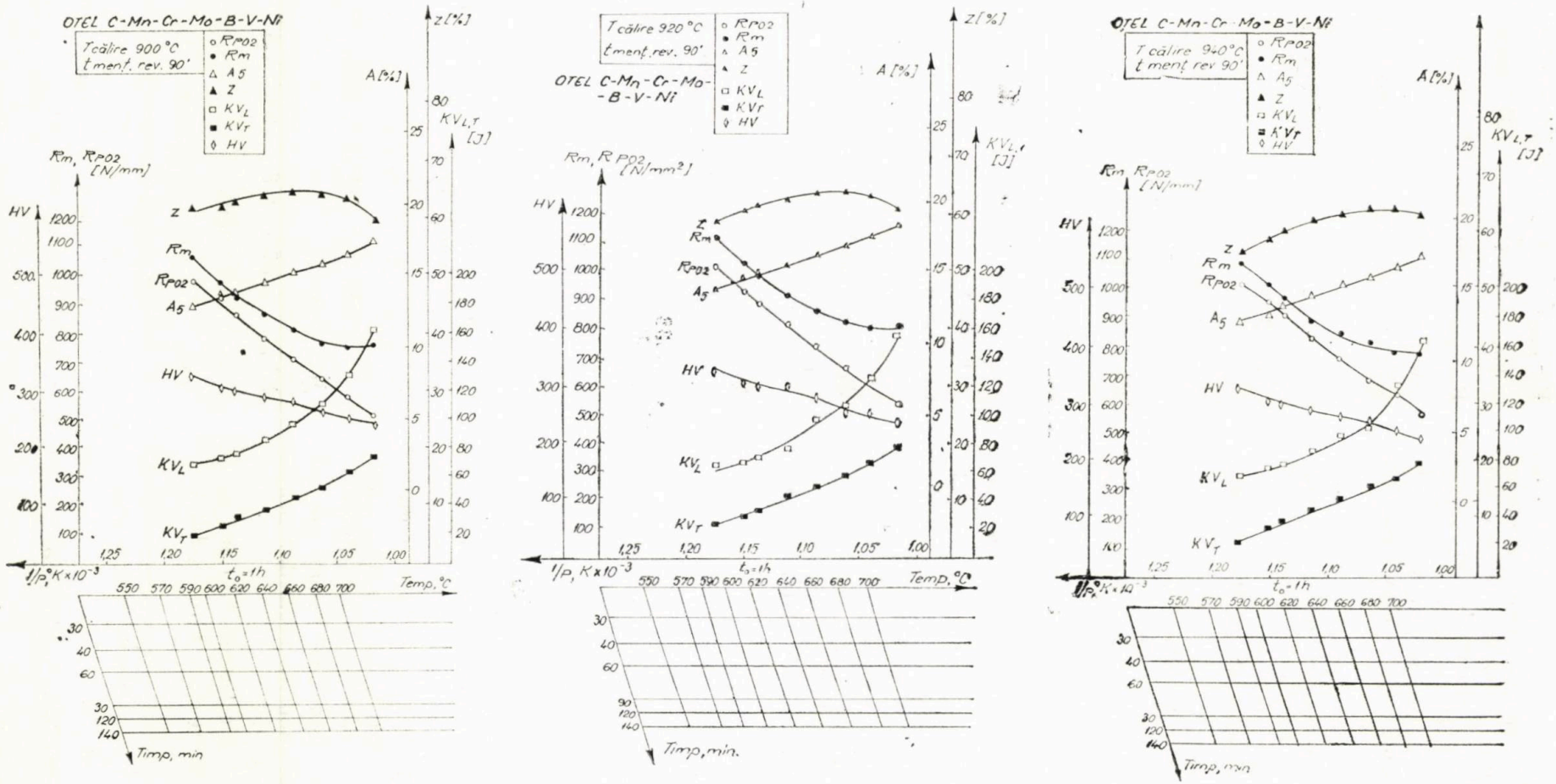


Fig. 2, *a*— Variația proprietăților mecanice cu parametrul revenirii la aplicarea tratamentelor termice de călire la 940°C/apă și la revenire 550—700°C/90'/aer ; *b*— variația proprietăților mecanice cu parametrul revenirii la aplicarea tratamentelor termice de călire la 920°C/apă și revenire 550—700°C/90'/aer ; *c* — variația proprietăților mecanice cu parametrul revenirii la aplicarea tratamentelor termice de călire la 920°C/apă și revenire 550—700°C/90'/aer

$$Y_6 = 49{,}438 + 2{,}895\ x_1 + 16{,}108\ x_2 + 2{,}166\ x_3 + 4{,}502\ x_2x_3;$$

$KV_{T,min} = 10J$ ($T_c = 886°C$, $T_{rev} = 573°C$, $t_{rev} = 131$ min);

$KV_{T,max} = 89$ J ($T_c = 953°C$, $T_{rev} = 698°C$, $t_{rev} = 131$ min);

$Y_7 = HV$, duritatea după călire și revenire; (7)

$$Y_7 = 287{,}347 - 29{,}310\ x_2 - 5{,}710\ x_3 - 4{,}926\ x_1^2;$$

$HV_{min} = 220$ ($T_c = 886°C$, $T_{rev} = 698°C$, $t_{rev} = 131$ min);

$HV_{max} = 345$ ($T_c = 919°C$, $T_{rev} = 573°C$, $t_{rev} = 40$ min).

Semnul și valoarea coeficienților ecuațiilor dau indicații asupra gradului de influență pe care îl manifestă variabilele independente ($T_{călire}$, $T_{revenre}$, timp) singure sau în combinație, asupra variabilelor dependente (caracteristicile mecanice).

Pornind de la aceste ecuații au fost determinate pentru fiecare variabilă dependentă minimul și maximul corespunzător intervalului de valori al variabilelor dependente analizate.

Deoarece influențele cumulate ale temperaturii și ale timpului de menținere la revenire pot fi exprimate cu ajutorul parametrului revenirii, rezultînd regimurile izosclere, în figurile 2 — 4 sînt prezentate variațiile caracteristicilor mecanice ($R_{p0,2}$, R_m, A_5, Z, KCV_{long}, $KCV_{transv.}$, HV) deduse cu ajutorul ecuațiilor modelului, cu parametrul revenirii.

Valorile determinate prin calcul sînt în concordanță perfectă cu rezultatele obținute experimental.

BIBLIOGRAFIE

[1] Isac, Mihaiela: *Cercetări privind specificul transformărilor structurale și modificările de proprietăți la deformarea plastică și tratamentul termic al unor oțeluri microaliate.* Teză de doctorat, București, I.P.B., 1986.

[2] Johnson, N., Leone, F: *Statistics and Experimental Design*, John Wiley-L Sons, New York, 1977.

[3] Taloi, D., Florian, E: *Optimizarea proceselor metalurgice.* Ed. didactică și pedagogică, București, 1983.

[4] Samuel, F.: *Interrelations Of Cooling Rate, Microstructure and Mechanical Properties in four HSLA Steels.* În: Metallurgical Transactions, S.U.A., nr. 10, 1984.

[5] Manganon, P.: *Effect of Alloying Elements on the Microstructure and Properties of a Hot-rolled Low Carbon Low-alloy Bainitic Steel.* În: Metallurgical Transcations, S.U.A., nr. 9, 1976.

RECENZIE

(*continuare de la pag. 435*)

În cazul apelării la călirea izotermă în băi de săruri, a fost suficientă o aliere de tipul 0,2 — 0,4% Mo + 0,6 — 1,2% Cu.

Analizînd proprietățile fizico-mecanice ale Fgn, sînt luate în considerare rezistivitatea electrică, conductibilitatea termică, coeficientul de dilatare termică liniară, modulul de elasticitate, rezistența la alungire, rezistența la oboseală, tenacitatea la solicitări statice și dinamice. Interesantă este sinteza cunoștințelor actuale privind mecanismul ruperii pieselor din Fgn, cu luarea în considerare a rolului incluziunilor nemetalice și a separărilor de grafit. Sînt abordate probleme privind inițierea și dezvoltarea microfisurilor, precum și studii fractografice.

Referitor la proprietățile de exploatare, sînt luate în considerare rezistența la uzare, la șoc termic și la temperaturi scăzute.

În ceea ce privește comportarea la uzare, sînt analizate, comparativ, mai multe tipuri de Fgn, aliate și nealiate, la care masa metalică conține P, B, M sau A, în condițiile specifice pieselor din construcția autovehiculelor (arbori cotiți, segmenți de piston, roți dințate etc.).

Sînt remarcate procesele care au loc în suprafața de frecare (microdeformații, variații ale durității, difuzia unor elemente). Sînt efectuate corelații între deformația plastică și caracteristicile separărilor de grafit pe de o parte și uzura Fgn, pe de altă parte.

În cazul motoarelor Diesel la care temperatura gazelor ajunge la 700°C, se recomandă pentru segmenții de piston Fgn cu compoziția: 2,8% C, 4,5% Si, 1,1% Mn, 0,007% S, 0,24% P, 0,046% Mg, 0,46% Cr, 0,6%Ni, 0,76%Mo, 0,74%Cu. Pentru condițiile specifice pieselor de autovehicule, se recomandă Fgn slab aliat cu Mo, în asociere cu Ni, Cu, V, Ti, la care se realizează, la temperaturi ridicate, caracteristici fizico-mecanice favorabile limitării uzurii (R_m, HB, E, λ) în condițiile absenței transformărilor de fază în timpul exploatării.

Analiza comportării Fgn la temperaturi ridicate (20 — 900°C) în prezența sau absența șocului termic remarcă mai multe compoziții de fonte, care s-au impus în ultimii ani. În acest sens, merită evidențiate Fgn mediu aliate cu Si(3,5 — 6%Si) și Fgn aliate suplimentar cu Mo (1—2%Mo). La 4% Si și 1 — 2%Mo, care realizează caracteristici mecanice la valori ridicate, concomitent cu o bună comportare la șoc termic ($R_m = 450 - 500$ N/mm², $R_{p0,2} = 400-420$ N/mm², 200 — 250 *HB*, A = 8 — 12%).

În ceea ce privește reziliența (*KC*) aceasta depinde de masa metalică de bază: F(76 — 83 daJ/cm²), F— P(38 — — 45 daJ/cm²), P (16 — 23 daJ/cm²), B(42 — 46 daJ/cm²), A(56 — 79 daJ/cm²).

Dintre proprietățile tehnologice, sînt analizate cele de turnare (fluiditatea, contracția liniară și în volum, sulfurile) și prelucrabilitatea, cu o mențiune specială pentru Fgv.

Cel de al doilea capitol al lucrării este destinat tehnologiei producerii pieselor din Fgn.

Referitor la obținerea fontei lichide sînt prezentate o serie de date privind materiile prime utilizate, agregatele de elaborare și conducerea elaborării.

Se remarcă rezultatele bune obținute în cazul utilizării fontelor de furnal rafinate, ce conțin sub 0,04% Cr, sub 0,05 % Ti, iar suma Sb + Ti + V + Al + Pb ⩽ 0,15%.

În ceea ce privește fierul vechi, compoziția chimică trebuie să conțină: max. 0,4% Si, max. 0,02%S, max. 0,05% P, max. 0,05% (Al + Bi + Pb + Ti), max. 0,2% Mn (FgnF), max. 1% Mn (FgnP), max. 0,05 % Cr (FgnF), max. 0,1% Cr (FgnP).

(*Continuare în pag. 443*)

Îmbunătățirea calității amestecurilor de formare pe bază de bentonită

Dr. ing. E. Cohn, ing. Ioana Scurtu, ing. Cornelia Ionescu și ing. I. Rădoi

ICSITPSCM

CZ: 621.742 : 621.742.44

Unele încercări efectuate recent în vederea îmbunătățirii calității amestecurilor de formare preconizează încorporarea în compoziția acestor amestecuri a unor substanțe neorganice măcinate pînă la granulația unor pulberi fine [1].

Prin introducerea acestor materiale se constată o rezistență mai mare a amestecurilor de formare cu bentonită și o calitate a suprafețelor pieselor turnate din fontă superioară celei obișnuite.

Încercări mai vechi efectuate în această direcție au menționat efectul pozitiv asupra calității amestecurilor pulberilor de SiO_2, CaO, MgO și altele [3], [4].

Grupa mineralelor montmorillonitice, cu compoziția chimică: $Al_2O_3.4SiO_2 \cdot n\ H_2O$ sau $Al_2O_3 \cdot 3\ SiO_2 \cdot n\ H_2O$ (pentru grupa mineralelor aluminoase [4]), au o compoziție destul de complexă, care poate varia mult nu numai de la zăcămînt la zăcămînt, dar chiar și în cazul aceleiași cariere. Această diferență de compoziție și de structură mineralogică duce la diferențierile calitative mari care se întîlnesc în cazul bentonitelor.

În tabelul 1 se dau componenții chimici principali ai unor bentonite.

În lucrare s-a urmărit verificarea influenței cifrei bentonitei și a *p*H-ului asupra capacității de liere a bentonitelor, precum și rolul și acțiunea unor pulberi oxidice în ceea ce privește proprietățile amestecurilor de formare (compresiune, umiditate, permeabilitate) și în ceea ce privește calitatea suprafețelor pieselor turnate în special din fontă.

Influența *p*H-ului asupra cifrelor bentonitice

Pentru determinarea influenței oxizilor de Si, Al, Mg, Ca și Fe asupra cifrei bentonitice s-au efectuat determinări în condițiile recomandate de STAS nr. 3624-74, înlocuind însă adaosul de MgO cu ceilalți oxizi. În tabelul 2 sînt redate cifrele bentonitice obținute.

După cum se constată, în stare inițială valorile cifrelor bentonitice sînt mai mari la bentonitele calcice (Satu—Mare) decît la cele sodice (Valea Chioarului). Adaosurile de SiO_2, Al_2O_3 și Fe_2O_3 nu schimbă valorile obținute, în timp ce, după tratarea cu oxizii de calciu și magneziu, la bentonita calcică se înregistrează o ridicare a cifrei bentonitice, iar la cea sodică, printr-o creștere bruscă, se ajunge aproape la o gelifiere totală.

Știind că oxizii respectivi au o influență diferită asupra *p*H-ului și că valorile diverse ale acestuia ar putea influența cifrele bentonitice obținute la probele de mai sus, s-au efectuat determinări ale *p*H-ului la aceste probe (tab. 3).

Pentru a se constata dacă modificarea cifrei bentonitice este o consecință a acțiunii substanțelor adăugate (deci a modificării complexului ionogen prin absorbirea ionilor de Si^{4+}, Mg^{2+} din soluția respectivă) sau a schimbării *p*H-ului, s-au efectuat următoarele încercări:

— Probele efectuate cu bentonită de Valea Chioarului fără adaos și cu aceeași bentonită cu adaos de SiO_2 s-au alcalinizat pînă la un *p*H de 10,5 — 11 cu NaOH, KOH și Na_2CO_3,

Tabelul 1

Componenții chimici principali ai unor bentonite

Proveniența	Compoziția chimică, %						Tipul	Bibliografie
	SiO_2	Al_2O_3	Fe_2O_3	CaO	MgO	$Na_2O + K_2O$		
Wyoming, S.U.A.	62,52	22,45	3,89	0,75	2,46	3,00	sodic	[5]
Gorb, U.R.S.S.	54,30	21,56	5,36	1,38	0,47	0,40	calcic	[6]
Oglanlinsk, U.R.S.S.	71,12	21,15	1,91	1,60	2,51	4,20	sodic	[6]
Valea Chioarului, R.S.R.	63,30	15,90	1,40	1,30	2,60	2,50	sodic	[5]
Satu—Mare, R.S.R.	55,30	17,10	2,80	2,50	1,90	0,90	calcic	
Gura Sada, R.S.R.	61,40	15,90	2,10	2,20	0,80	1,20	calcic	

Tabelul 2

Cifrele bentonitice

Tipul bentonitei	Cifra bentonitică fără adaos	Cifra bentonitică cu 10% adaos de oxid				
		SiO_2	Al_2O_3	MgO	CaO	Fe_2O_3
Valea Chioarului	10,2	10,2	10,2	95	95	10,2
Satu—Mare	21,8	21,8	21,8	46,6	46,6	21,8

Tabelul 3

Valorile *p*H

Tipul bentonitei	*p*H la probele fără adaos	*p*H-ul la probele cu 10% adaos de oxid				
		SiO_2	Al_2O_3	MgO	CaO	Fe_2O_3
Valea Chioarului	7,8	7,8	7,8	10,5	11	7,8
Satu—Mare	5,5	5,5	5,5	9,5	9,5	5,5

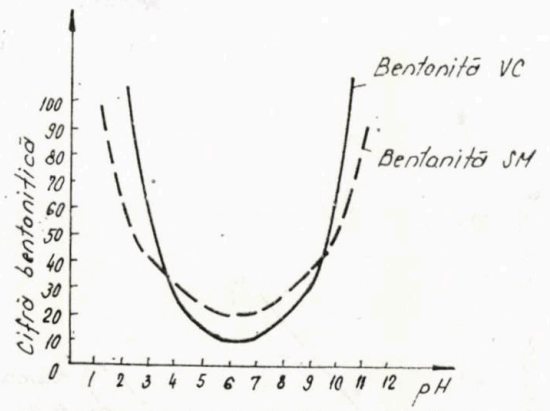


Fig. 1. Modificarea cifrei bentonitice în funcție de valoarea *p*H-ului la bentonite de Valea Chioarului și de Satu—Mare

obținîndu-se o creștere a cifrei bentonitice pînă la 95%. O creștere în același sens, dar ceva mai redusă, s-a observat și în cazul bentonitei de Satu-Mare, cînd probele s-au alcalinizat pînă la un *p*H de 10,5 — 11.

— Coborîrea *p*H-ului pînă la 2 — 2,5 la probele cu bentonită de Valea Chioarului și Satu—Mare prin acidulare cu acid acetic și acid clorhidric a dus, de asemenea, la creșteri ale cifrelor bentonitice.

Rezultatele obținute (fig. 1) arată că sedimentarea maximă se află la extremele scării *p*H-ului, în timp ce valorile minime se găsesc în jurul punctului de neutralizare, adică a *p*H-ului 7.

Rezultă, deci, că cifra bentonitică nu este influențată de oxizii introduși, ci depinde direct de valoarea *p*H-ului, care este schimbată o dată cu adăugarea oxizilor menționați.

Se constată că, la determinările efectuate cu bentonite aduse la *p*H-uri neutre acide și bazice, care prezintă cifre bentonitice diferite, rezistențele la compresiune ale amestecurilor preparate cu aceste bentonite sînt aceleași, nefiind influențate de valoarea cifrei bentonitice sau de *p*H-ul acestora.

Influența unor pulberi neorganice asupra amestecurilor de formare cu bentonită

Pulberile au fost adăugate în proporție de 2 pînă la 6% la amestecuri de formare preparate conform următoarei compoziții : nisip de Aghireș 95% a cărui granulație este redată în tabelul 4; bentonită de Satu—Mare 5%; apă 4%.

Tabelul 4

Granulația nisipului de Aghireș

Sita	1	0,6	0,3	0,2	0,1	0,063	Tava
%	2	4	18	62	11	2	1

În funcție de proporția de pulbere introdusă în amestecuri (2 — 6%), a fost necesară o ridicare corespunzătoare a cantității de apă din amestec de la 4 la 6 — 7%.

În figura 2 se arată creșterea rezistențelor la compresiune, în funcție de proporția de adaos introdusă.

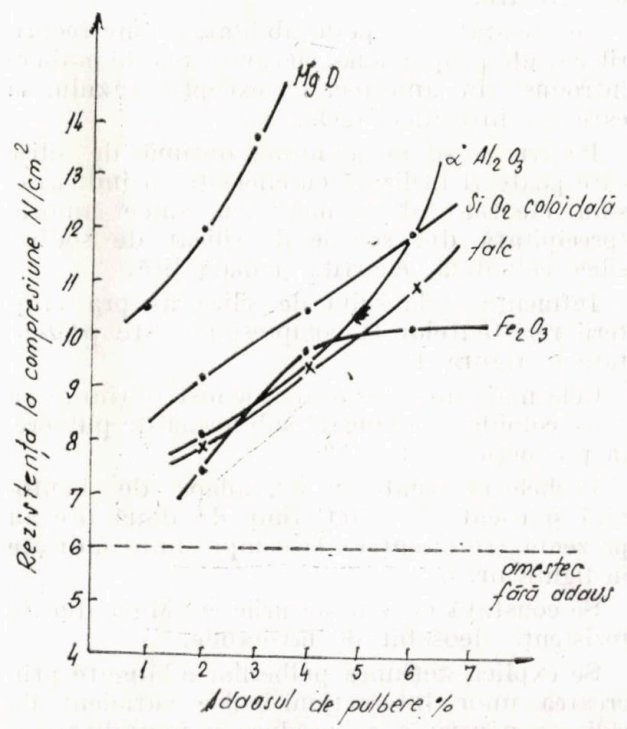


Fig. 2. Rezistența la compresiune a amestecurilor cu nisip de Aghireș și bentonită de Satu—Mare cu adaos de pulberi

Se constată că adaosurile de 3% MgO, 4% SiO_2, α Al_2O_3 și 5 — 6% talc duc la creșteri apreciabile ale rezistenței la compresiune, realizîndu-se valori aproape duble comparativ cu cele ale amestecurilor fără adaos. Această influență asupra rezistenței la compresiune, aplicată în practica industrială, permite o scădere a proporției de bentonită la prepararea amestecurilor de formare.

Introducerea acestor pulberi în compoziția amestecurilor de formare nu alterează permeabilitatea amestecurilor care scade într-o măsură nesemnificativă.

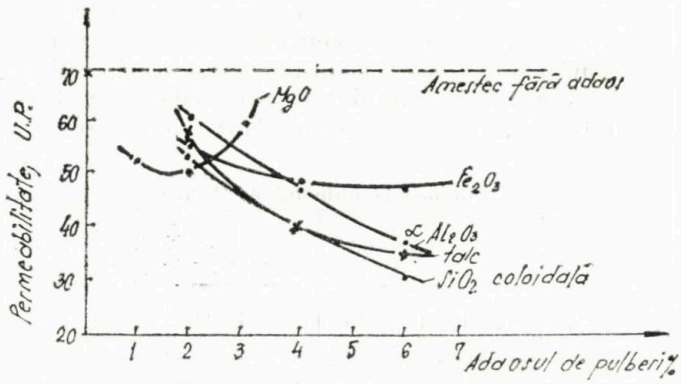


Fig. 3. Permeabilitatea amestecurilor cu nisip de Aghireș și bentonită de Satu—Mare, cu adaos de pulberi

În figura 3 se arată influența proporțiilor de adaos asupra permeabilității amestecurilor de formare.

Se constată că permeabilitatea amestecurilor scade proporțional cu cantitatea de pulbere introdusă în amestec, cu excepția cazului în care s-a introdus MgO.

Pentru a se alege forma optimă de silice care poate fi utilizată cu eficiență în industrie, s-au efectuat determinări cu silice amorfă (precipitată din soluție de silicat de sodiu), silice coloidală, cuarțită și marșalită.

Influența adaosului de silice asupra creșterii rezistențelor la compresiune este prezentată în figura 4.

Cele mai bune rezultate au fost obținute cu silice coloidală, adăugată sub formă de pulbere, în proporție de 4 — 5%.

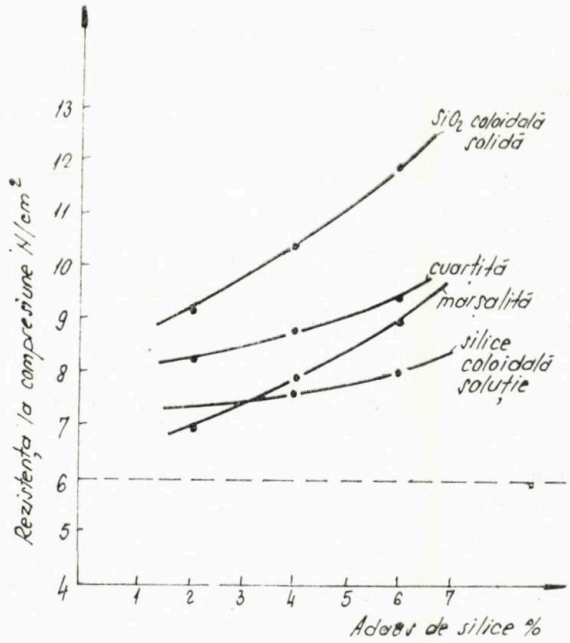
Probele efectuate cu 5 % adaos de bentonită și uscate la 150°C timp de două ore au prezentat rezistențele la compresiune indicate în figura nr. 5.

Se constată că amestecurile cu MgO duc la rezistențe deosebit de favorabile.

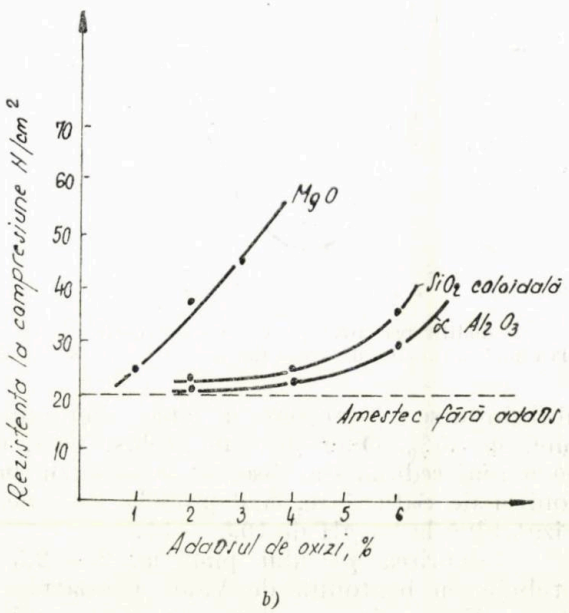
Se explică acțiunea pulberilor adăugate prin crearea unor interacțiuni ionice suficient de ridicate pentru a se produce o imobilizare a apei existente în amestec.

Aceste interacțiuni ionice sînt cu atît mai mari, cu cît bentonita este mai sodică, aceasta avînd capacitatea de a pune mai ușor ioni în libertate în contact cu apa.

Natura și cantitatea ionilor puși în libertate variază în funcție de originea și tipul bentonitelor utilizate.



a)



b)

Fig. 4. Rezistența la compresiune a amestecurilor cu nisip de Aghireș și bentonită de Satu—Mare; *a* — cu adaosuri de diferite tipuri de silice; *b* — cu adaos de pulberi uscate 2h la 150°C

În prezența pulberilor întrebuințate se produc reacții de schimb ionic între ionii formați

de oxizii respectivi și ionii eliberați de bentonită în contact cu apa, modificîndu-se structura și compoziția chimică a bentonitelor.

În aceste amestecuri se petrec deci două tipuri de procese principale: interacțiunea ionilor și reacțiile de schimb cu ionii bentonitelor. Aceste acțiuni, în unele cazuri, se pot însuma provocînd ridicări de compresiune importante, iar în alte cazuri se pot compensa între ele, rezultînd valori mai reduse ale rezistenței.

S-a urmărit, în continuare, comportarea amestecurilor de formare care cuprind adaosuri pulverulente în compoziția lor în procesul de turnare a unor piese din fontă de diferite dimensiuni.

S-a constatat faptul că pulberile introduse prezintă eficiență și în ceea ce privește calitatea suprafețelor pieselor turnate, cele mai favorabile rezultate obținîndu-se cu adaosuri de silice coloidală și de MgO.

BIBLIOGRAFIE

[1] Winterhalter J., și Siefer, W. În: Giesserei, R.F.G., 74, 1987, nr. 21 — 12 oct., p. 633.

[2] Cohn, E., Brătescu, C. și Sofroni, L. *Contribuție la studiul amestecurilor de formare cu bentonită din Valea Chioarului.* În: Metalurgia și Construcții de mașini, R.S.R., nr. 12, 1960.

[3] Deribere, I. și Esme, B. *La bentonite.* Paris, Dunod, 1951.

RECENZIE

Continuare din pag. 439)

Pentru obținerea FgnF, se recomandă ca fonta finală să conțină sub 0,01% Sn, sub 0,02 % As, sub 0,04 % Cr, sub 0,1% (V + Mo).

Analiza diferitelor agregate de elaborare (cubilou cu și fără cocs, cuptor cu arc și cuptor cu inducție) permite evidențierea avantajelor și dezavatajelor fiecăruia. O mențiune specială pentru cuptoarele cu arc, capabile să realizeze fonte cu temperaturi pînă la 1 700 °C, conținut scăzut de sulf (sub 0,005% S) și oxigen (sub 10.10^{-4} $\%O_2$), dar mai ridicat de azot(120.10^{-4} $\%N_2$ la cuptorul cu arc față de 70.10^{-4} $\%N_2$ la cel cu inducție), cu o mai mare flexibilitate în ceea ce privește încărcătura metalică (mai puțin pretențioasă).

Abordînd problema modificării fontelor, sînt analizate principalele categorii de modificatori (pe bază de Si, Ni sau Cu) și tehnologii de modificare (în oală, în autoclavă și în formă).

La modificarea în formă, sînt evidențiate o serie de relații utile pentru dimensionarea rețelei de turnare, cu cameră de reacție. Se remarcă finisarea deosebită a grafitului la trecerea de la modificarea în oală la cea în formă: creșterea numărului de noduli de grafit de la 180 la 392 pe mm^2 și micșorarea diametrului lor mediu de la 80 la 20μm.

Postmodificarea Fgn se realizează de regulă cu FeSi, 75, la un consum de 0,3 — 1,0%. În vederea preîntîmpinării formării suflurilor, se recomandă limitarea conținutului de Al (sub 1,2%) și de Ca (sub 0,5%), în timp ce pentru intensificarea acțiunii grafitizante de 2 — 2,5 ori, introducerea în FeSi a 1 — 1,5% (Sr + Ba).

Formarea „petelor negre" poate fi limitată, dacă alături de FeSi se utilizează și 0,023 — 0,03% criolit.

Abordînd problematica formării Gn în fonte, sînt prezentate studii ale structurii separărilor de grafit, fiind analizat rolul elementelor nodulizante și antinodulizante etc. Utile în fabricația pieselor din Fgn sînt și datele referitoare la alegerea și dimensionarea rețelelor de turnare, cu exemplificări pentru piese tip carter, arbori cotiți și de distribuție etc.

În ceea ce privește tratamentul termic, sînt prezentate succint recoacerile de feritizare și detensionare, precum și călirea izotermă.

Paralel cu Fgn, sînt prezentate unele date tehnologice și pentru Fgv.

Problematica controlului de calitate a pieselor din Fgn încheie acest capitol al lucrării.

Sînt analizate atît condițiile de apariție cît și metodele de determinare și preîntîmpinare a unor defecte precum: porozitățile, incluziunile nemetalice, defectele structurale, defectele superficiale etc.

Ultima parte a lucrării (cap. 3) este consacrată unor tehnologii specifice de obținere din Fgn, a mai multor categorii importante de piese din componența autovehiculelor: bloc motor, arbori cotiți, segmenți de piston, roți dințate etc.

Fundamentarea tehnico-economică a utilizării Fgn, îndeosebi în locul oțelului, dar și a altor categorii de materiale (fonte cenușii și maleabile) oferă o serie de date utile în susținerea acestui tip de fontă.

Astfel, în cazul unor piese, durata de utilizare a crescut de 1,5 ori, ca urmare a înlocuirii oțelului.

Luînd ca bază costul pieselor din oțel (100%) costul pieselor din Fgn scade și devine: 90%, ca urmare a micșorării masei (scade densitatea); 77% datorită eliminării tratamentului termic; 74% datorită tehnologității superioare; 72% datorită utilizării unor materiale de formare de calitate inferioară scăzută.

La trecerea de la Fm la Fgn, crește cu 15 — 20% productivitatea muncii, de 1,5—2 ori capacitatea de producție, scade cu 400 — 500 kWh/t energia electrică și cu 150 — — 180 m^3/t consumul de gaz natural etc.

Consumul total de energie pentru producerea unei tone de Fgn este de 2 ori mai scăzut față de Fm și de 2,5 ori față de oțel.

În cazul producerii arborilor cotiți, trecerea de la oțelul forjat la Fgn turnat a însemnat reducerea cu peste 20% a greutății semifabricatului, în timp ce materialul îndepărtat prin prelucrare mecanică a fost redus cu peste 50%.

La producerea acestor piese din Fgn bainitică (călire izotermă), creșterea numărului de noduli de grafit, respectiv micșorarea diametrului acestora, a influențat pozitiv rezistența la oboseală: a) 120 noduli/mm^2, 31 μm→R_{-1} = 275 N/mm^2; b) 250 noduli/mm^2, 19,8 μm→R_{-1} = 318 N/mm^2 c) 254 noduli/mm^2, 18,8 μm→R_{-1} = 374 N/mm^2.

În final, lucrarea se referă la perspectivele Fgn în construcția de autovehicule, cuprinzînd o serie de date din țările industrializate.

Astfel, Fgn reprezintă, în construcția de autovehicule, din totalul fontei utilizate: 26% în S.U.A. 20% în Japonia, 16% în R.F.G., 20% în Franța.

Cu un pregnant caracter tehnologic, lucrarea se recomandă îndeosebi proiectanților și producătorilor de piese pentru autovehicule rutiere, oferind date practice utile realizării unor materiale de înaltă performanță.

Dr. ing. I. Riposan

Cercetări privind dirijarea procesului de solidificare în nodurile termice ale pieselor turnate din oțel prin utilizarea microrăcitorilor

Dr. ing. C. Bratu și
prof. dr. ing. L. Sofroni
Institutul Politehnic București

CZ : 621.746.01

În această lucrare se prezintă o metodă de dirijare a procesului de solidificare în nodurile termice secundare ale pieselor turnate din oțel, în vederea eliminării retasurii concentrate și a microretasurilor.

Metoda are la bază introducerea microrăcitorilor în nodurile termice secundare care sînt predispuse la formarea defectelor de contracție, unde se realizează o solidificare dirijată zonală.

Nodurile termice cele mai des întîlnite la piesele turnate din oțel sînt rezultate din îmbinarea unui număr de pereți, obținîndu-se îmbinări de tipul: L, V, Y, T și X. Datorită încetinirii procesului de răcire a oțelului în aceste noduri termice iau naștere retasuri și microretasuri, iar tendința de formare a segregațiilor și a tensiunilor termice crește. Mărimea retasurii din nodul termic este în funcție de diametrul cercului înscris în nod, precum și de tipul de îmbinare, pentru aceeași compoziție chimică și temperatură de turnare.

În figura 1 se prezintă variația suprafeței retasurii (F, cm^2) în funcție de diametrul cercului înscris în nodul termic (D, mm).

Rezultă faptul că o dată cu creșterea diametrului nodului termic crește suprafața retasurilor, iar retasura maximă se obține în cazul

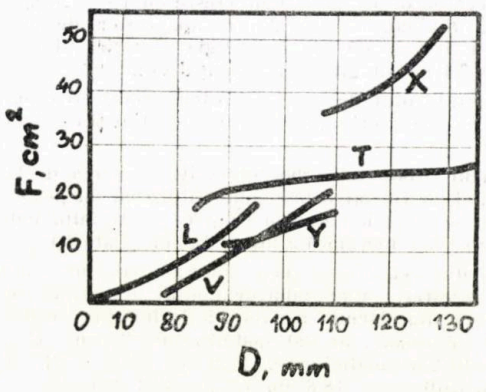


Fig. 1. Mărimea retasurii în funcție de diametrul nodului termic (noduri de tip: L, V, Y, T, X)

îmbinărilor de tip X, unde viteza de răcire este cea mai mică.

Diametrul cercului înscris în nodul termic D rezultă grafic din desenul piesei, iar pentru diferite tipuri de îmbinări diametrul se adoptă în funcție de grosimea peretelui a (fig. 2).

În cadrul experimentărilor s-au utilizat diverse probe și piese cu noduri termice:

— proba sferică cu diametrul variabil: ∅80; ∅100; ∅120 mm și cu masa de: 1,9; 3,6; 6,3 kg;

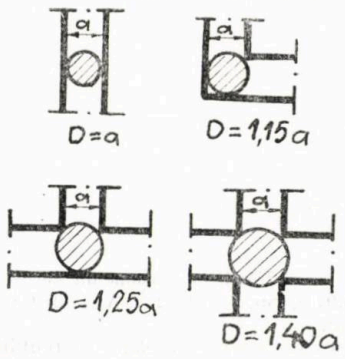


Fig. 2. Determinarea diametrului înscris în nodul termic

— proba de tip T cu dimensiunile 160 × × 130 × 100 mm și cu masa de 9,8 kg.

Probele au fost turnate în amestec de formare cu următoarea compoziție: 93 — 94% nisip cuarțos, 4 — 5% silicat de sodiu, timpul de suflare cu CO_2 10 — 20 minute și vopsite cu vopsea pe bază de zircon.

Microrăcitorii au fost introduși în săculeț din sită fină din alamă dîndu-se forma corespunzătoare nodului termic (fig. 3).

Montarea săculeților cu microrăcitori s-a făcut în planul de separație cu ajutorul unor cuie cu Ø 2mm, asigurînd o fixare sigură în cavitatea formei.

Modul de fixare a săculeților cu microrăcitori este arătat în figurile 4 și 5.

Fig. 3. Diferite forme de săculeți cu microrăcitori

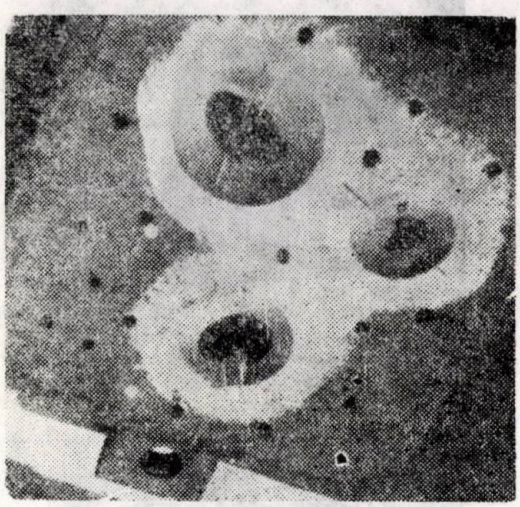


Fig. 4. Modul de introducere a microrăcitorilor în probele sferice

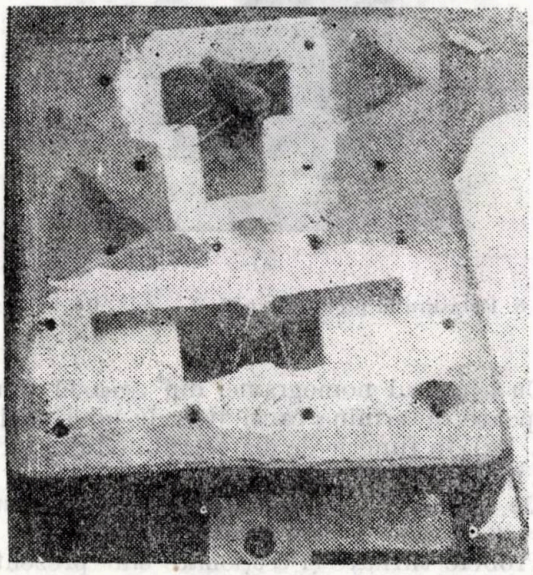


Fig. 5. Modul de introducere a microrăcitorilor în probele de tip T

Probele au fost turnate din oțel carbon cu următoarea compoziție: 0,32%C; 0,8% Mn; 0,34% Si; 0,03%S; 0,04% P.

Temperatura de turnare a oțelului a fost de circa 1 580°C.

Cantitatea de microrăcitori a fost variată între 0,5 și 4% din masa aliajului turnat și a avut granulația cuprinsă între 0,3 și 1,5 mm. Compoziția chimică a oțelului a fost: C = 0,8 — — 1,3%; Mn = 1,0 — 1,3%; Si = 0,8 —1,2%; S = 0,05%; P = 0,05%.

Cantitățile de microrăcitori folosite pentru probele tip sferă și tip T sînt prezentate în tabelul 1.

Pentru determinarea cantității de microrăcitori (m, kg), în funcție de diametrul cercului înscris în modul termic, se utilizează ecuația de bilanț termic:

$$\frac{\pi D^3}{6} \cdot \rho \cdot c'(T_t - T_L) = m[c(T_L - T_0) + L]$$

n care:

D este diametrul cercului înscris în nodul termic, m;
T_t — temperatura de turnare a aliajului, K;
T_L — temperatura lichidus a aliajului, K;
T_0 — temperatura inițială a microrăcitorilor ($T_0 = 293$ K);
ρ — densitatea aliajului, kg/m³;
m — cantitatea de microrăcitori, kg;
c', c — căldura specifică a aliajului lichid, respectiv a microrăcitorilor, J/kg. K;
L — căldura latentă de solidificare, J/kg.

În cazul turnării oțelului carbon se pot adopta următoarele proprietăți termofizice:

$T_L = 1773$, K; $\rho = 7000$ kg/m³; $c' =$

$= 837$ J/kg. K; $c = 690$ J/kg.K; $L =$

$= 272090$ J/kg

Înlocuind aceste date în ecuația de bilanț, considerînd că oțelul 1 se toarnă la diferite temperaturi de supraîncălzire (ΔT_{si}), rezultă nomograma din figura 6.

Tabelul 1

Cantitatea de microrăcitori pentru cele două tipuri de probe

Proba	Masa, kg	Cantitatea de microrăcitori									
		%	g	%	g	%	g	%	g	%	g
Sfere	Ø 80—1,9	1,5	9,5	1,9	19	1,5	28,5	2,0	38	—	—
	Ø 100—3,6	0,5	18	1,0	36	1,5	54	2,0	72	—	—
	Ø 120—6,2	0,5	31	1,0	62	1,5	93	2,0	124	—	—
proba de tip T	9,8	1,0	98	2,0	196	3,0	294	4,0	392	6,0	490

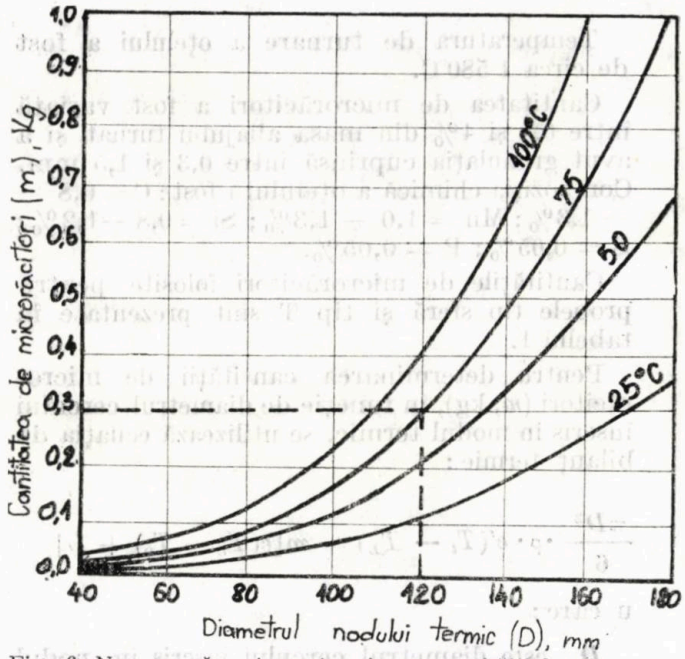
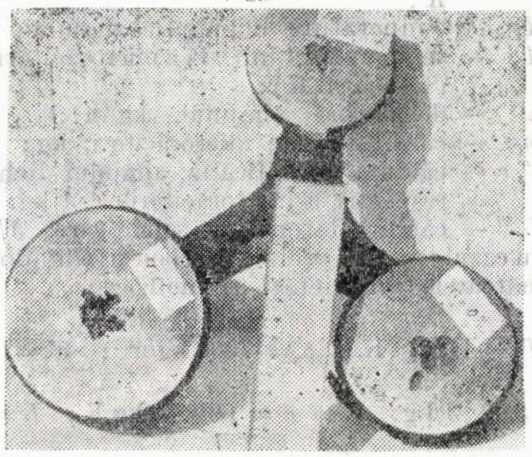
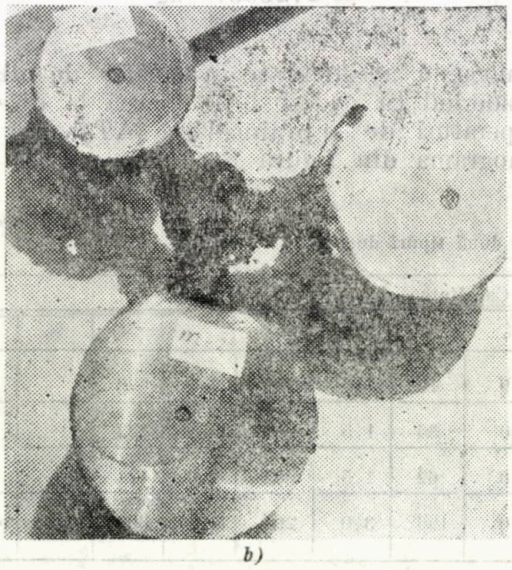


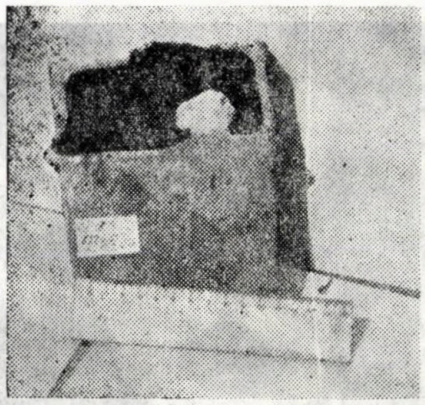
Fig. 6. Nomogramă pentru determinarea cantității de microrăcitori (m, kg) în funcție de diametrul cercului înscris în nodul termic (X, mm) pentru diferite grade de supraîncălziri (T_{Si})



a)



b)



a)

b)

Fig. 8. Retasura în proba de tip T: a — m = 0%; b — m = = 2%

Cu ajutorul nomogramei din această figură, se poate determina cantitatea de microrăcitori (m, kg), în funcție de diametrul nodului termic (D, mm).

De exemplu: pentru $D = 120$ mm rezultă m = 0,3 kg la o supraîncălzire de 75°C.

Probele turnate și secționate sînt prezentate în figurile 7 și 8, iar rezultatele experimentale obținute sînt redate în figura 9 pentru proba sferică și în figura 10 pentru proba de tip T.

Pe baza rezultatelor experimentale obținute s-a putut determina o dependență între volumul de retasură și cantitatea de microrăcitori la o tempetatură constantă de turnare a oțelului (cca 1 580°C). Această dependență este prezentată în figura 11.

Ecuația dreptei de regresie este de forma:

$$V_r = -2{,}721 \cdot m + 7{,}974, \ \%$$

în care m este cantitatea de microrăcitori, %,

← Fig. 7. Retasura în proba sferică: a — m = 0%; b — m = = 2%

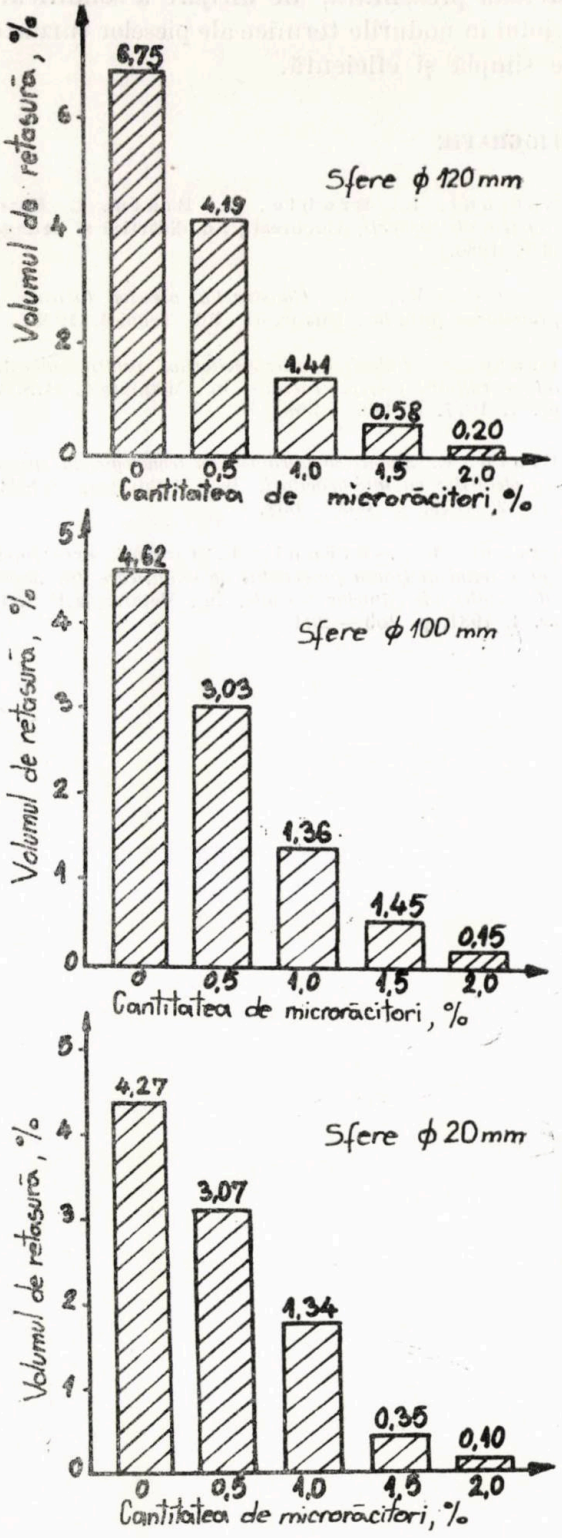


Fig. 9. Limitele de variație a volumului de retasură în funcție de cantitatea de microrăcitori pentru proba tip sferă

iar coeficientul de corelație simplă $r = -0{,}89$, ceea ce indică o dependență inversă puternică între volumul de retasură și cantitatea de

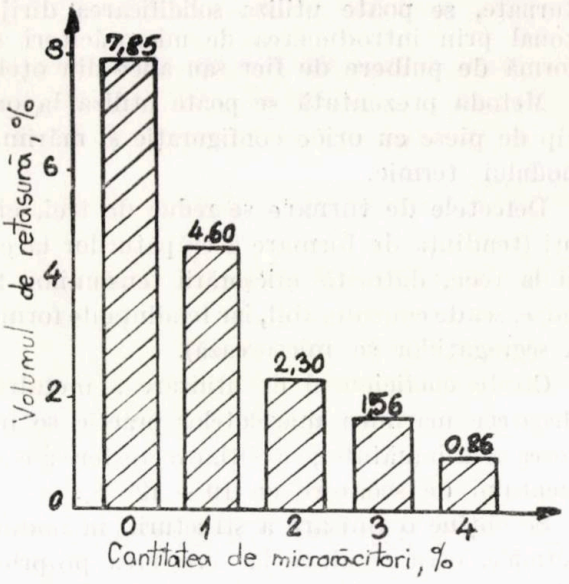


Fig. 10. Limitele de variație a volumului de retasură în funcție de cantitatea de microrăcitori pentru proba tip T

microrăcitori. Intensitatea de legătură dintre cele două variabile este caracterizată de coeficientul de determinare ($d = r^2 \cdot 100$, %) care, în acest caz, este de 89%.

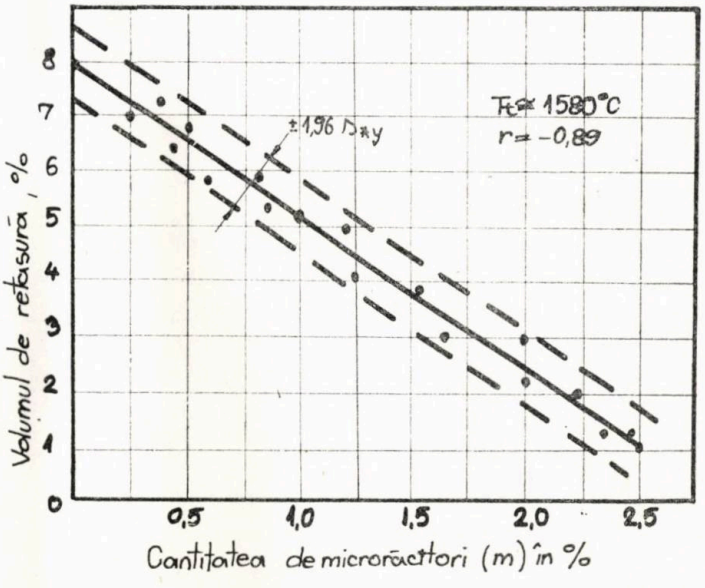


Fig. 11. Dependența volumului de retasură de cantitatea de microrăcitori

Concluzii

Pentru micșorarea retasurii concentrate din nodurile termice principale și eliminarea acesteia din nodurile termice secundare ale pieselor

turnate, se poate utiliza solidificarea dirijată zonal prin introducerea de microrăcitori sub formă de pulbere de fier sau alice din oţel.

Metoda prezentată se poate utiliza la orice tip de piese cu orice configuraţie şi mărime a nodului termic.

Defectele de turnare se reduc de trei, cinci ori (tendinţa de formare a crăpăturilor la cald şi la rece, datorită micşorării tensiunilor termice, scade considerabil, iar tendinţa de formare a segregaţiilor se micşorează).

Creşte coeficientul de utilizare a metalului, deoarece mărimea maselotelor practic se micşorează la jumătate ; se obţine o creştere a coeficientului de scoatere cu 10 — 12 %.

Se obţine o finisare a structurii în nodurile termice, ceea ce duce la creşterea proprietăţilor mecanice şi de exploatare ale pieselor turnate.

Metoda prezentată, de dirijare a solidificării aliajului în nodurile termice ale pieselor turnate, este simplă şi eficientă.

BIBLIOGRAFIE

[1] Sofroni, L., Brabie, V., Bratu, C. *Bazele teoretice ale turnării*. Bucureşti, Ed. didactică şi pedagogică, 1980.

[2] Skarbinski, M. *Construcţia pieselor turnate şi proiectarea formelor*. Bucureşti, Ed. Tehnică, 1965.

[3] Bratu, C. *Folosirea microrăcitorilor pentru îmbunătăţirea calităţii pieselor turnate*. În : Metalurgia, R.S.R., nr. 7, 1977, p. 366 — 368.

[4] Bratu, C. *Stabilirea parametrilor tehnologici la turnarea oţelurilor cu microrăcitori*. În : Metalurgia, R.S.R., nr. 12, 1979, p. 603 — 608.

[5] Bratu, C. Sofroni, L. *Cercetări experimentale privind dirijarea procesului de solidificare din nodurile termice ale pieselor turnate*. În : Metalurgia,R.S.R., nr. 4, 1981, p. 200 — 204.

Eficiența și condițiile de utilizarea carburii de siliciu metalurgice la elaborare a fontelor de turnătorie

Dr. ing. I. Riposan
Institutul Politehnic București
ing. I. Petruș și ing. V. Pintea
I.P.R. „9 Mai" Turda

CZ; 621.746.01 : 669.13

Caracteristicile carburii de siliciu metalurgice

Carbura de siliciu (SiC) rezultă din reacția chimică dintre nisipul cuarțos (peste 98% SiO_2) și carbonul conținut în cocsul de petrol, la temperaturi ridicate (1 600 — 2 300°C).

Sînt utilizate cuptoare electrice de construcție specială, cu rezistență de grafit (fig. 1), consumul de energie fiind deosebit de ridicat (9 000 — 11 000 kWh/t).

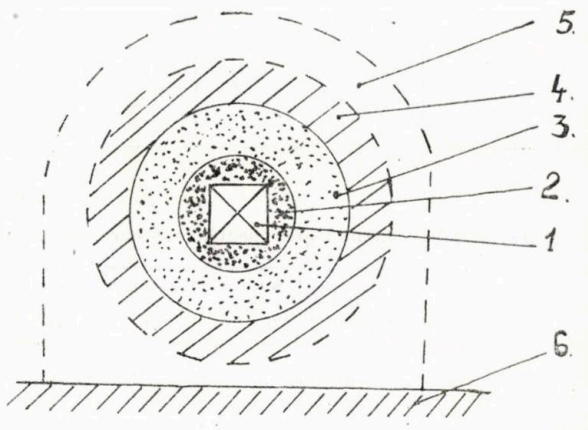


Fig. 1. Schema secțiunii prin încărcătura cuptorului la fabricare a carburii de siliciu. *1* — miez de grafit; *2* — SiC cristalizată hexagonal și romboedric; *3* — SiC cristalizată cubic; *4* — siloxicon; *5* — strat de izolare; *6* — vatra cuptorului

Variația temperaturii pe secțiunea coloanei de încărcătură duce la obținerea mai multor sortimente de carbură de siliciu. Astfel, în stratul de încărcătură din apropierea miezului de grafit (2 — fig. 1), unde se ating temperaturi de 2 100 — 2 300°C, se obține carbură de siliciu cristalizată romboedric și hexagonal, cu cristale mari, orientate (forma α). Stratul următor (3 — fig. 1), cu temperaturi mai scăzute (1 600 — 2 000°C), este caracterizat prin prezența carburii de siliciu cristalizată cubic, cu cristale fine (forma β). Zona periferică (4 — fig. 1), unde se realizează temperaturi scăzute (1 400 — 1 700°C), conține un amestec din carbură de siliciu forma β și material nereacționat (SiO_2 + C), cu aspect poros, numit siloxicon.

Carbura de siliciu de temperatură înaltă (forma α), conținînd peste 98% SiC, se utilizează în industria produselor abrazive și refractare, în timp ce carbura de siliciu de temperatură joasă (forma β) este cunoscută sub denumirea de „carbură de siliciu metalurgică" și se utilizează în metalurgia feroasă.

Tabelul 1 prezintă caracteristicile compoziției chimice generale ale carburii de siliciu metalurgice, comparativ cu alte adaosuri utilizate la elaborarea fontelor [1], [2]. Rezultă, deci, că acest material conține SiC (70% Si, 30% C), carbon și siliciu în stare liberă, precum și o serie de oxizi (îndeosebi SiO_2, Al_2O_3, Fe_2O_3), la un raport general: $C_{SiC} : Si_{SiC} = 1 : 2$.

Trebuie remarcat faptul că, în procesul de fabricație a carburii de siliciu, nu se ajunge la fază lichidă și, ca atare, se poate obține un material cu conținut scăzut de elemente însoțitoare.

În acest sens, se evidențiază în mod deosebit conținutul foarte scăzut de Al, în comparație cu FeSi industrial, la care acest element ajunge la 1,5 — 3% Al. Se reamintește faptul că sortimentele de FeSi cu valori sub 1% Al sînt foarte scumpe.

Conținuturile scăzute de S, H, N, comparativ cu materialele carbonice (îndeosebi cocsul petrol), constituie un alt avantaj al carburii de siliciu, în timp ce valorile foarte scăzute ale elementelor însoțitoare, inclusiv ale celor antinodulizante, recomandă acest material la obținerea fontelor de înaltă calitate.

Rezistentă la umiditate, chiar și în cazul granulației scăzute (0 — 20 mm), carbura de siliciu metalurgică poate fi înmagazinată o perioadă lungă de timp.

La o densitate de circa 3,2 t/m³, carbura de siliciu se află pe aceeași poziție cu FeSi75, respectiv cu 20% mai scăzută decît la FeSi60.

Fără să se topească, carbura de siliciu se dizolvă în zgură și în fontă lichidă. Capacitatea de dizolvare crește o dată cu mărirea temperaturii, dar scade la micșorarea granulației, fenomen datorat peliculei de SiO_2 care învelește fiecare granulă de SiC, mărindu-i stabilitatea și făcînd-o să rămînă disponibilă în fonta lichidă o perioadă mai mare de timp.

Prin aceste caracteristici, carbura de siliciu metalurgică se dovedește a fi un material deosebit de util la elaborarea fontelor, în toate tipurile de cuptoare [3].

Tabelul 1

Compoziția chimică a unor materiale utilizate la elaborarea fontelor, %

Componentul	Carbura metalurgică de siliciu	Ferosiliciul	Electrozii de grafit	Cocsul de petrol
SiC	80—93	—	—	—
C — liber	2—6	0,05		
— total	25—35	20—98	99	98
Si — liber	0,1—0,5	0,5—3,0		
— total	55—65	90—98	—	—
Al	0,1—0,3	0,5—3	—	—
N	0,03	—	0,015	0,6
H	0,01	0,01	0,01	0,15
S	0,07	0,01	0,05	1,5
SiO_2	2...5			
Fe	0,2 ... 0,5			
CaO	0,1 ... 0,5			
Al_2O_3	0,1 ... 3			
MgO	0,05 ... 0,2			
P	0,002			
As	sub 0,002			
Cd	0,005			
Sb	sub 0,001			
Se	sub 0,0001			
Sn	sub 0,001			
Te	sub 0,0001			
Ti	0,05			
V	0,05			

Utilizarea carburii de siliciu metalurgice în cuptoare electrice

Pentru cuptoare electrice cu inducție sau cu arc, carbura de siliciu metalurgică este livrată de către I.P.R. 9 Mai Turda sub formă granulată (SiC—G) sau brichetată (SiC—B), cu caracteristicile de bază redate în tabelul 2.

Sortul SiC—G (granulat) prezintă avantajul unui contact mai mare între SiC și materialele metalice, în timp ce sortul SiC—B (brichetat) prezintă avantajul unei manipulări mai ușoare și pierderi mai scăzute de SiC sub formă de praf.

Toate sorturile de carbură de siliciu metalurgică pot să conțină, alături de SiC brută rezultată din procesul de fabricație, o serie de adaosuri active (îndeosebi fondanți), care intensifică interacțiunea dintre SiC și încărcătura metalică, fonta și zgura din cuptor.

Prin utilizarea acestei carburi la elaborarea fontelor în cuptoare electrice, se urmărește obținerea mai multor *efecte tehnologice*, cele mai importante fiind următoarele:

— Reducerea oxizilor (îndeosebi ai celor de fier) din încărcătura metalică, gradul de oxidare al acesteia scăzînd cu 70 — 95%, ceea ce permite: creșterea duratei de utilizare a căptușelii acide cu minimum 20%; micșorarea pierderilor prin ardere a elementelor din compoziția fontelor cu minimum 40%; reducerea pierderilor la aliere cu minimum 30%; micșorarea consumului de Mg și modificatori cu Mg, la fabricația Fgn și Fgv, precum și a rebutului datorat modificării necorespunzătoare; utilizarea unor proporții mai mari de fier vechi, inclusiv de mici dimensiuni (oxidat), asigurîndu-se o topire reducătoare.

— Înlocuirea FeSi la alierea cu siliciu în cuptor a fontelor, în condițiile facilitării aprovizionării cu materiale silicioase; conținut foarte scăzut în aluminiu (circa 0,2% Al în SiC, față de 2 — 3% Al în FeSi, FeSi afinat (sub 1% Al) avînd un cost foarte ridicat; conținut foarte scăzut în elemente însoțitoare nocive (sub 0,002% As, P sub 0,001%, Sb, Sn sub 0,001 %, Se, Te, 0,05% Ti etc.).

Tabelul 2

Carbura de siliciu metalurgică pentru cuptoare electrice

Caracteristicile	Sortimentul SiC—G		Sortimentul SiC—B	
	Tip I	Tip II	Tip I	Tip II
Starea de livrare	granulată		brichete	
Dimensiuni, masă	0—20 mm		4—8 kg	
Componența de bază:				
— SiC	80—86	87—93	75—81	82—88
— Si + SiO_2	3—5	2—4	3—5	2—4
— C (liber)	3—6	2—3	3—6	2—3
— Fe_2O_3	max. 3,5	max.3	max.3,5	max. 3
— Al_2O_3	max.3	max.3	max.3	max.3
Elementele active, %				
— Si	56—61	61—65	52—57	57—62
— C	27—33	28—31	25—31	26—31

— Înlocuirea materialelor de carburare și îndeosebi a cocsului petrol la carburarea fontelor.

Această înlocuire are mai multe avantaje datorită: conținutului mult mai scăzut în azot (circa 300 ppm N_2 în SiC, față de 6000 ppm N_2 în cocs petrol); conținutului mai scăzut în hidrogen (circa 100 ppm N_2 în SiC față de 1500 ppm în cocs petrol); conținutului scăzut în sulf (0,02 — 0,07% S în SiC față de 0,5 — 1,5% S în cocs petrol).

Carbura de siliciu este eficientă în procesul de carburare și în raport cu alte materiale carbonice, îndeosebi cu cocsul de turnătorie, furnal etc.

Fabricația fontelor sintetice constituie un domeniu deosebit al utilizării SiC.

— Reducerea consumului modificatorilor grafitizanți (FeSi, Modifin, SiCa) la elaborarea fontelor cenușii.

Carbura de siliciu introdusă în cuptor pentru corectarea compoziției chimice (aliere cu Si, carburare) are și un efect modificator, descompunerea moleculelor de SiC asigurînd formarea unor microparticule de grafit, cu rol de germeni de grafitizare. Acest fenomen nu se manifestă în cazul FeSi care, utilizat în cuptor pentru aliere, nu are și efect modificator, fiind necesar un alt adaos de FeSi în oală (formă) pentru modificare [4].

Durabilitatea efectului modificator manifestat de utilizarea SiC este mai mare decît în cazul FeSi, ceea ce permite mărirea duratei de turnare, turnarea unor piese mari, reducerea rebutului etc.

Aceeași cantitate de SiC, introdusă în cuptor, asigură concomitent alierea cu siliciu și modificarea grafitizantă a fontelor. Se apelează și la modificarea clasică, în oală sau formă, într-o măsură mai mică sau numai în cazuri speciale.

Față de alierea clasică (FeSi în cuptor), scade tendința de albire a fontei, scade formarea punctelor dure, se îmbunătățește prelucrabilitatea, ca și proprietățile mecanice.

— Eliminarea defectelor de turnare, de tipul porozităților. Utilizarea SiC în locul FeSi (la aliere și modificare) și a cocsului petrol la carburare determină:

— micșorarea tendinței de formare a porozităților, datorate aluminiului, element care interacționează cu H_2O din formă, favorizînd eliberarea hidrogenului, apariția porozităților;

— limitarea porozităților datorate azotului, defect care apare de regulă peste nivelul de 110 ppm N_2, nivel ușor de atins în cazul utilizării FeSi75 și a cocsului petrol, la cantități scăzute de fier vechi (30%). La utilizarea amestecului grafit + FeSi75, nivelul critic de N_2 se atinge la 50% fier vechi, defectele nefiind însă constatate la 70% fier vechi, la o corecție grafit + SiC [5];

— eliminarea porozităților de contracție, în cazul în care se trece de la varianta FeSi (cuptor)+ FeSi (oală) la utilizarea SiC numai în cuptor. Realizarea unui număr moderat de celule eutectice defavorizează apariția porozității de contracție, fenomen înregistrat îndeosebi în cazul utilizării unor modificatori complecși, cînd numărul de celule eutectice crește exagerat de mult.

— Îmbunătățirea proprietăților Fgn · Utilizarea SiC la producerea Fgn constituie o condiție esențială în obținerea unor fonte de calitate, în principal datorită: aportului nesemnificativ în Al, problemă deosebit de acută astăzi la utilizarea FeSi indigen; conținutului foarte scăzut de elemente însoțitoare antinodulizante; conținutului foarte scăzut de sulf, factor important la aceste fonte; efectului dezoxidant care asigură micșorarea consumului de modificator și de pete negre și creșterea stabilității acestui proces.

— Intensificarea desulfurării în cuptoarele cu arc bazice. La desulfurarea fontelor în cuptoarele electrice cu arc bazice, adaosul de SiC permite obținerea unei zgure albe puternic dezoxidate, ceea ce favorizează intensificarea desulfurării.

Modul de utilizare

Așa cum s-a arătat anterior, se apelează la SiC îndeosebi atunci cînd se dorește dezoxidarea încărcăturii sau corectarea conținutului de Si și C a fontei.

În funcție de scopul principal urmărit, există mai multe posibilități de introducere a SiC în cuptoarele cu inducție și cele cu arc.

Cuptoare cu inducție cu creuzet

Există mai multe variante de utilizare a carburii de siliciu metalurgice la aceste agregate de elaborare:

— SiC în încărcătura cuptorului. Acest procedeu este utilizat îndeosebi atunci cînd încărcătura metalică este oxidată, iar eliminarea oxizilor constituie obiectivul prioritar al adaosului de SiC. În acest caz se recomandă sortimentul SiC—G, realizîndu-se un contact cît mai strîns între granulele de SiC și bucățile de fier vechi oxidat (care se încarcă primul), după care urmează adaosul de deșeuri de fontă și fonta nouă. Consumul de SiC pentru dezoxidarea încărcăturii (zgurei) este de ordinul: $\%SiC = 0{,}07 \times (\%FeO)$ în care % FeO este cantitatea de FeO din zgură, în procente, care trebuie îndepărtată.

— SiC în fonta lichidă. Cînd gradul de oxidare a încărcăturii este redus, iar scopul urmărit este acela de asimilare a Si și C în condițiile realizării unui efect modificator grafitizant, SiC se poate adăuga și după topirea încărcă-

turii. În acest caz, se pot utiliza ambele sortimente (SiC—G sau SiC—B), adaosul acestora avînd loc în condiţiile în care temperatura fontei depăşeşte 1 400 °C şi se asigură valori corespunzătoare ale gradului de agitare electromagnetică a topiturii (brasaj), respectiv minimum 10%. În cazul cuptoarelor la care acest brasaj este redus, se recomandă adaosul de SiC în momentul în care cuptorul conţine fontă lichidă la 40 — 60% din capacitate, cînd agitarea este mai puternică. Din acelaşi motiv la cuptoarele cu inducţie de frecvenţă medie SiC se adaugă numai în încărcătură. De exemplu, utilizînd sortimentul SiC—G la un cuptor cu creuzet cu căptuşeală acidă, de frecvenţă joasă, cu capacitatea de 12,5 t, s-a realizat un grad de asimilare a siliciului de 70 — 92% în cazul în care gradul de umplere a cuptorului a fost de 40%, faţă de o asimilare de 34 — 40% la un grad de umplere de 80%.

Durata de asimilare în SiC, în funcţie de cantitatea, granulaţia şi compoziţia chimică a adaosurilor şi de caracteristicile fontei (compoziţie, temperatură, brasaj), este de ordinul a 5 — 15 minute.

— SiC atît în încărcătură cît şi în fonta lichidă. Acest procedeu asigură, în prima parte a elaborării fontei, dezoxidarea încărcăturii metalice, controlul compoziţiei chimice după topire, indicînd necesarul ulterior de adaos de SiC (în fonta lichidă), pentru corectarea Si şi C.

Introducerea parţială a SiC atît în încărcătură (pentru dezoxidare) cît şi după topire (pentru aliere) asigură atît valorificarea superioară a SiC cît şi posibilitatea unui control riguros al compoziţiei chimice a fontei.

Cuptoarele electrice cu arc

La elaborarea fontelor în cuptoare electrice cu arc, există de asemenea mai multe variante de utilizare a SiC:

— *SiC în încărcătura cuptorului.* Acest procedeu este recomandat atunci cînd se urmăreşte dezoxidarea şi alierea fontei. Aceste acţiuni sînt utile, atît în cazul în care încărcătura conţine cantităţi mari de fier vechi oxidat şi se urmăreşte micşorarea pierderilor prin ardere, cît şi atunci cînd se utilizează deşeuri metalice aliate şi se doreşte recuperarea într-un grad cît mai mare, a elementelor de aliere.

— *SiC în zgura de cuptor.* La elaborarea fontelor în cuptoare bazice, adaosul de SiC este util în zgura albă, asupra căreia se manifestă o puternică acţiune dezoxidantă, ceea ce favorizează desulfurarea.

Consumul de SiC, în cazul cuptoarelor electrice cu inducţie şi cu arc, depinde de mai mulţi factori: de gradul de oxidare a încărcăturii, de conţinutul de SiC în sortiment, de necesarul de corecţie a Si şi C, de condiţiile de asimilare a SiC în cuptor etc.

În general, se utilizează cantităţi de ordinul a 0,5 — 1,5% SiC (5 — 15 kg/t fontă) dar se apelează şi la cantităţi mai mari (1,5 — 4% SiC).

Astfel, la elaborarea în cuptoare cu inducţie a unor fonte cenuşii pentru maşini-unelte (FcX), se utilizează cu bune rezultate adaosuri (după topire) de 0,4 — 1,0% SiC—G, în timp ce la fabricaţia fontelor cenuşii pentru lingotiere sînt necesare cantităţi de 1 — 2% SiC—G. În ultimul caz, a fost nevoie să se completeze carburarea şi cu deşeuri de electrozi, datorită conţinutului iniţial scăzut de carbon (3,1% C).

Fără să se topească, SiC se dizolvă în condiţii bune în fonta lichidă (ca şi în zgură), pierderile în acest proces fiind, în condiţii normale de utilizare, scăzute (sub 10%).

În funcţie de gradul de oxidare a încărcăturii şi de condiţiile de utilizare, gradul de asimilare a Si şi C este de ordinul a 70 — 95%, în general depăşind 90% la un grad scăzut de oxidare.

Efectele utilizării SiC la elaborarea fontelor în cuptoare electrice pot fi puse în evidenţă, în principal prin: analiza zgurei (care conţine mai puţin FeO); consumul de căptuşeală acidă (mai scăzut); compoziţia fontei (creşterea conţinutului de Si şi C, scăderea celui de O, H, N, micşorarea pierderilor de elemente de aliere); structura fontei (grafit mai fin — tip A, diminuarea tendinţei de formare a tipurilor dezavantajoase de grafit — tip B, C, D, E, carburi mai puţine); proprietăţile mecanice (mai ridicate şi mai stabile în timp); defecte de tipul porozităţilor (mai puţine).

Utilizarea carburii de siliciu metalurgice la cubilou

Condiţiile de funcţionare a cubiloului, atmosfera gazoasă cu grad ridicat de oxidare, presiunea şi viteza mare de circulaţie a gazelor, greutatea coloanei de încărcătură etc. impun necesitatea introducerii SiC în componenţa unor brichete. Aceste brichete, utilizînd cimentul ca liant, conţin şi alte adaosuri generatoare de zgură, de regulă din sistemul $CaO—Al_2O_3—SiO_2$.

Brichetele introduse în porţiile de încărcătură ajung ca atare în zona de topire a cubiloului, adaosurile din compoziţia lor protejîndu-le de oxidare. Prin descompunere în această zonă, este pusă în libertate SiC care interacţionează cu oxizii încărcăturii, zgura şi fonta lichidă.

Capacitatea de dizolvare a SiC în zgură şi în fontă, deci şi eficienţa acesteia cresc o dată cu intensificarea regimului termic din cubilou, rezultate deosebite înregistrîndu-se la cubilourile cu aer cald.

Brichetele de carbură de siliciu speciale pentru cubilou (SiC—BC, tab. 3), realizate de I.P.R. „9 Mai" Turda, conţin, alături de

Tabelul 3

Caracteristicile de bază ale brichetelor de SiC pentru cubilou

Modul de livrare	Masa brichetelor, kg	Densitatea brichetelor, t/m³	Conţinutul de SiC, %	Conţinutul elementelor active, %	
				Si	C
Brichete tip SiC—BC	1—8	2—3	60—70	40—50	20—25

SiC, o serie de materiale protectoare cu rol autofondant, ceea ce le conferă condiţii optime pentru utilizarea în acest agregat de elaborare.

Utilizarea brichetelor speciale de carbură de siliciu (SiC—BC) în cubilou are o serie de *efecte tehnologice* importante :

— *Reducerea conţinutului de oxizi de fier din zgură.* Interacţiunea SiC cu oxizii de fier ai încărcăturii, introduşi sau formaţi în cubilou, determină micşorarea conţinutului de FeO din zgură, de la valori de 10 — 20% la valori sub 5% [6]. În aceste condiţii rezultă : creşterea gradului de scoatere a metalului la elaborare; micşorarea gradului de erodare a căptuşelii acide, respectiv a consumului de material refractar ; mărirea duratei campaniei de funcţionare a cubiloului; posibilitatea măririi bazicităţii zgurei, aceasta fiind mai puţin reactivă faţă de căptuşeală la un conţinut mai scăzut de FeO (pînă la B = 1,4).

— Micşorarea conţinutului de sulf al fontei. Reducerea conţinutului de FeO din zgură, respectiv a activităţii oxigenului în zgură, este o condiţie esenţială a desulfurării cu CaO şi a desfăşurării reacţiei CaO + FeS = = CaS + FeO. Este deci posibilă reducerea conţinutului de sulf al fontei şi în cazul cubilourilor acide, la care zgura participă puţin la acest proces. Se poate considera că această posibilitate de intensificare a procesului de desulfurare este vitală la utilizarea cocsului cu conţinut ridicat de sulf. Experimentările efectuate la un cubilou cu aer rece au evidenţiat o reducere cu 30% a conţinutului de sulf al fontei. Astfel, la un cubilou Ø 600 mm, cu un singur rînd de guri de aer, adaosuri de 4% brichete SiC au favorizat micşorarea conţinutului de sulf de la 0,11 — 0,13% S la 0,079 — 0,09%S, concomitent cu creşterea conţinutului de carbon (+ 0,15 — 0,20% C) şi siliciu (+0,22 — 0,36%Si) din fontă. S-a înregistrat, de asemenea, o creştere a temperaturii fontei de la 1 310 — 1 340°C la 1 340—1 400°C.

Se poate aprecia că, pusă în libertate în zona de topire, SiC intervine în trei procese : se dizolvă în zgură, cu reducerea FeO şi deci cu favorizarea desulfurării ; se dizolvă în fontă, contribuind la creşterea conţinutului de carbon şi siliciu ; SiC rămasă liberă (nereacţionată cu zgura şi fonta) poate ajunge în zona de ardere, contribuind astfel la creşterea căldurii din cubilou.

Creşteri ale temperaturii fontei de la 1 350 — 1 380°C la 1 400 — 1 430°C, în cazul unui cubilou cu aer cald care utilizează 4% brichete SiC remarcă şi lucrarea [6], carbonul crescînd în acest caz de la 3,5 la 3,9%.

— Alierea cu siliciu şi carburarea fontelor (înlocuirea FeSi). Introducerea în cubilou a siliciului sub formă de brichete de carbură de siliciu este avantajoasă în raport cu folosirea FeSi, îndeosebi datorită arderilor mai mici (20 — 30%) decît la utilizarea FeSi (30 — — 50%).

Brichetele de SiC au acţiune favorabilă în creşterea conţinutului de carbon al fontei, factor esenţial în tehnologiile care utilizează cantităţi mai mari de fier vechi în încărcătură.

Brichetele de SiC permit corectarea conţinutului de siliciu din fontă în condiţiile unor pierderi mai mici de elemente de aliere şi de intensificare a carburării, la un cocs de calitate mai slabă. Acest material a constituit unul din factorii hotărîtori care au permis înlocuirea unor mari cantităţi de fontă de furnal cu fier vechi în încărcătura cubilourilor cu aer cald.

— Îmbunătăţirea calităţii fontei. Conţinutul foarte scăzut de aluminiu în carbura de siliciu metalurgică (cca 0,2% Al) în raport cu FeSi (1 — 3% Al) determină micşorarea tendinţei de formare a porozităţii hidrogenului, element redus de către aluminiul din umiditatea formei.

Reducerea conţinutului de sulf al fontei constituie, în multe cazuri, un factor hotărîtor în asigurarea calităţii impuse unei mari categorii de piese turnate, problemă deosebit de importantă în condiţiile actuale de elaborare a fontelor de cubilou în România.

Creşterea gradului de puritate a fontei şi acţiunea de formare a germenilor de grafitizare, în urma dizolvării SiC în fontă, determină îmbunătăţirea proprietăţilor mecanice ale acesteia, ca şi scăderea tendinţei de formare a carburilor (albirea fontei).

— Utilizarea în încărcătură a unor materiale metalice cu cost mai scăzut sau mai accesibile. Capacitatea de aliere cu siliciu şi de favorizare a carburării de către SiC constituie unul din factorii hotărîtori, care permit înlocuirea unor mari cantităţi de fontă de furnal cu fier vechi. Tehnologiile actuale de elaborare a fontei în cubilourile cu aer cald

presupun utilizarea a 40 — 80% fier vechi cu adaosuri de SiC [7].

Este posibilă înlocuirea parţială sau chiar totală a fontei de furnal tip FK cu cea tip FAK (mai accesibilă), care consumă mai puţin cocs la fabricare, dar care are Si scăzut şi determină o capacitate mai mică de germinare a grafitului. Se apreciază că o mare parte din problemele pe care le provoacă în prezent această înlocuire pot fi preîntîmpinate în cazul în care se utilizează SiC în locul FeSi.

Modul de utilizare

Brichetele speciale de carbură de siliciu SiC—BC se introduc în încărcătura cubiloului, o dată cu materialele metalice. Se recomandă utilizarea unor brichete de o asemenea mărime (masă) încît la fiecare porţie să se realizeze un amestec cît mai uniform brichete-materiale metalice, astfel încît în zona de topire să existe posibilitatea asimilării SiC pe întreaga secţiune a cubiloului.

Consumul de brichete SiC—BC este de ordinul a 1 — 4% din porţia metalică (10 — 40 kg SiC—BC/t materiale metalice), în funcţie de aportul de siliciu, de gradul de desulfurare etc.

Efectul utilizării brichetelor speciale de carbură de siliciu (tip SiC—BC) în cubilou poate fi evidenţiat, în special, prin: analiza chimică a zgurei (scade conţinutul de FeO şi creşte cel de S); analiza chimică a fontei (creşte conţinutul de Si şi C, scade conţinutul de S); gradul de erodare a căptuşelii; caracteristicile mecanice ale fontei (care se îmbunătăţesc); tendinţa de albire a fontei (care scade).

Elaborarea fontelor în sistem duplex

În cazul în care elaborarea fontelor are loc în sistem duplex, cubilou-cuptoare electrice, carbura de siliciu se introduce de regulă în cuptorul electric, urmărindu-se în acest caz acţiunea sa de aliere, dezoxidare, modificare grafitizantă. Pentru aceasta se utilizează carbura de siliciu în stare granulară (SiC—G) sau sub formă de brichete (SiC—B). Şi în cazul sistemului duplex de elaborare se utilizează uneori carbură de siliciu în cubilou, sub forma brichetelor speciale SiC—BC, îndeosebi atunci cînd se urmăreşte limitarea sulfurării fontei. Regimul termic la cubilou este de regulă mai scăzut şi, ca atare, şi eficienţa utilizării SiC în cubilou este mai mică decît în cazul cuptoarelor electrice.

Concluzii

Carbura de siliciu metalurgică este un produs important al fabricaţiei de carbură de siliciu, care poate şi trebuie să fie valorificată superior la producerea în condiţii economice a fontelor de înaltă calitate.

Acest material nu numai că înlocuieşte cu succes alte materiale deficitare (ferosiliciu şi materiale de carburare de înaltă calitate), dar manifestă şi o serie de alte acţiuni favorabile îmbunătăţirii calităţii fontelor. Printre acestea se pot sublinia următoarele: reducerea gradului de oxidare a fontei şi zgurei; micşorarea conţinutului de sulf şi gaze din fontă; scăderea tendinţei de formare a porozităţii de contracţie şi a celei datorate gazelor (azot, hidrogen); intensificarea procesului de grafitizare, respectiv micşorarea tendinţei de albire; manifestarea unei acţiuni de modificare grafitizantă chiar şi atunci cînd SiC se introduce în cuptor.

Utilizarea carburii de siliciu metalurgice permite reducerea costului încărcăturii metalice, ca urmare a înlocuirii unor cantităţi importante de fontă de furnal cu deşeuri de oţel. Fabricaţia fontelor sintetice constituie un domeniu important al utilizării SiC.

BIBLIOGRAFIE

[1] Beneke, T. *Metallurgisches Siliciumcarbid im Electro-und Kupolofen.* În: Giesserei, R.F.G., nr. 12, 1981, p. 344 — 349.

[2] Ripoşan, I., Petruş, I., Pintea, V. *Carbura de siliciu metalurgică — un material eficient la elaborarea fontelor în cuptoare electrice şi în cubilou.* TCMM, vol. 6, Bucureşti, Ed. Tehnică, 1989.

[3] Sofroni, L., Ripoşan, I., Brabie, V., Chişamera, M. *Turnarea fontei.* Bucureşti, Ed. didactică şi pedagogică, 1985.

[4] Schubert. W. D. ş.a. *Influence of SIC Additions on the microstructure of Gray Cast Iron.* New York, Elsevier Science Publishing Co., 1985, p. 119 — 128.

[5] Caspers, K. H. *Zum Einfluss von Stahlschrott und Gattierungszatzen im Induktionsofen auf die Fehlerreigung von Gusseisen.* În: Giesserei, R.F.G., nr. 8, 1975, p. 186 — 189.

[6] Kin, V. S. ş.a. *Primenenie Karbida Kremnia pri plavke ciuguna.* În: Liteinoe Proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 2, 1978, p. 9 — 10.

[7] Dahlmann, A. — *Jahresübersicht Kupolofen.* În: Giesserei, R.F.G., nr. 12, 1982, p. 345 — 351.

Poluarea în industria metalurgică

Prof. dr. ing. C. Pumnea
Academia de Studii Economice

CZ : 669 : 628.52

În prezentul articol este analizată poluarea în principalele sectoare productive.

Sistemul de preparare a minereurilor, fondanților și materialelor refractare

În categoria acestor procese tehnologice se disting următoarele surse importante de poluare :

— măcinarea și sortarea minereurilor, fondanților (calcar, dolomită), a materialelor refractare ;

— aglomerarea minereurilor, proces caracterizat prin puternice emisii de prafuri de oxizi de fier și dioxid de sulf.

Uzina cocsochimică constituie o sursă importantă de poluare prin emisii puternice și variate de noxe ca : particule fine de cărbune, cenușă, gudroane, gaze (SO_2, H_2S, CO, CO_2 ș.a.) fenoli, baze piridinice, amoniac etc. În secția chimică de prelucrare a produselor și subproduselor de la cocsificare, se produce o intensă și variată poluare chimică, în mod deosebit datorită hidrocarburilor aromate și derivaților acestora (benzen, toluen, xileni).

Sectorul furnale. În procesul de elaborare a fontei rezultă cantități mari de gaze și praf de furnal, care conțin particule de minereu, cocs și fondanți. La furnalele de mare capacitate (1700 — 3500 m^3), care produc pînă la 10 000 t fontă/zi, se emit circa 3000 m^3 de gaz/t de fontă produsă, respectiv pînă la 30 mil. m^3 gaz/zi. Cantitatea de praf este în medie de 20 — 30 g/m^3N de gaz, respectiv 900 — — 1300 t praf/zi.

Sectorul oțelării. În acest sector sînt prezente, în mod deosebit, formele de poluare chimică (cu gaze și praf), cu radiații termice și sonore. Cantitatea de gaze care se degajă în oțelării este de circa 4000 m^3N/t de oțel, cu un conținut mediu de 0,3 — 0,5 g/m^3N de gaz. Poluanții emiși constituie un amestec de particule de praf (minereu, materiale refractare) și de gaze. Cantitățile de praf eliminate din convertizoarele cu oxigen sînt de 15 — 25 kg/t de oțel. Aceasta deoarece un convertizor de 160 t capacitate produce 2400 — 4000 kg praf/șarjă, respectiv 240 — 400 t/zi (la un număr mediu de zece șarje/zi).

Gazele evacuate din convertizorul cu oxigen conțin circa 55 m^3N CO/t de oțel, avînd temperaturi ridicate (pînă la 1 600°C) și puteri calorice relativ ridicate. Acest lucru face ca recuperarea și valorificarea acestor gaze să constituie o resursă energetică secundară foarte valoroasă.

Sectorul laminoare-forjă. Acesta constituie, de asemenea, surse importante de poluare cu radiații termice și penetrante, precum și de poluare sonoră.

Este de reținut faptul că marile combinate siderurgice a căror capacitate de prodcție depășește 5 mil. t oțel/an evacuează, în atmosferă, zilnic în medie 50 — 100 t SO_2, 15 000 t CO, 1 000 t praf și alți poluanți care, pe lîngă creșterea gradului de poluare, determină și mari pierderi materiale.

În *metalurgia neferoasă* există variate și intense surse de poluare, specifice diferitelor procese metalurgice. Astfel, în metalurgia metalelor neferoase grele (Cu, Pb, Zn, Ni, Sn, Hg, Co, Cr) principalii poluanți sînt pulberile (praful) alcătuite din oxizi, sulfuri, arseniuri, seleniuri de diverse metale și metaloide, precum și gazele sulfuroase, cu conținuturi variabile de SO_2, rezultate din procesele de prăjire, aglomerare și topire oxidantă a concentratelor sulfuroase.

De exemplu, la topirea concentratelor cuproase, se degajă aerosoli solizi, cu un conținut de 15% Cu, 50 — 60% oxizi de fier, 4% compuși de sulf, arsen, stibiu, bismut, seleniu, telur, fosfor, zinc și plumb.

În metalurgia plumbului, praful produs conține 14% Pb, reprezentînd o cantitate de 50 — 60 kg/t de plumb obținut. Plumbul este produsul cel mai toxic emanat în industria metalelor neferoase grele, avînd o capacitate mare de dispersie la mari distanțe.

O importantă sursă de poluare este și metalurgia metalelor neferoase ușoare (Al, Mg și Be). În industria de aluminiu, la electroliza aluminei din topituri de alumină și fluoruri, se degajă însemnate cantități de substanțe toxice (acid fluorhidric și fluoruri de aluminiu și de sodiu).

Combaterea poluării impune dezvoltarea unui vast program de cercetare și proiectare privind evoluția efluenților poluanți, modernizarea tehnologiilor existente și adoptarea în cadrul noilor dezvoltări a tehnologiilor nepoluante. În vederea aprofundării modului de evoluție a efluenților, s-au creat modele fizice generale. Un astfel de model pornește de la premisa că dinamica efluentului în mediul receptor depinde de interacțiunea dintre forțele de portanță generate în masa efluentului și forțele de inerție datorate curentului principal din mediul

receptor, proces care se poate caracteriza prin numărul Froude scris sub forma:

$$Fr^2 = \frac{U^2}{g\, d \frac{\Delta\rho}{\rho}}, \qquad (1)$$

unde:

U este o viteză caracteristică; d — dimensiune caracteristică; $\Delta\rho/\rho_a$ — diferența relativă de densitate între efluentul și mediul receptor; $g = 9{,}81$ m/s² accelerația gravitațională.

Studiul evoluției efluentului în mediul receptor se efectuează în principalele etape de evoluție: dispersarea efluentului în mediul receptor (aer, apă); depunerea (sedimentarea) efluentului pe sol sau dizolvarea acestuia în apele de suprafață sau subterane.

Dispersarea efluentului în mediul receptor este guvernată de legea lui Fick, valabilă atît pentru mediile gazoase cît și pentru cele lichide:

$$Q = DS\tau \frac{dC}{dx} \qquad (2)$$

în care Q este cantitatea de substanță difuzată, prin suprafața S, în timpul τ; raportul dC/dx — gradientul de concentrație; D — coeficientul de difuzie al poluantului, cm²/s.

Studiul difuziei efluenților poluanți se poate realiza pornind de la un model simplificat, considerînd că agentul poluant este generat în centrul 0 al unui cub elementar, unde acesta are concentrația C_0. După un anumit timp, poluantul difuzează în cubul de latură a (fig. 1),

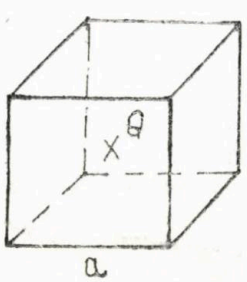


Fig. 1. Cubul de latură a în care difuzează poluantul

ajungînd la concentația medie C_m, a cărei valoare se poate determina teoretic din relația:

$$a^3 C_m = \int_{-a/2}^{+a/2}\int\int\int C\, dx\, dy\, dz \qquad (3)$$

Dezvoltîndu-l pe C în serie Taylor se obține:

$$C = C_0 + x\left(\frac{\partial C}{\partial x}\right)_0 + y\left(\frac{\partial C}{\partial y}\right)_0 + z\left(\frac{\partial C}{\partial z}\right)_0 + \frac{1}{2}\left[x^2\left(\frac{\partial^2 C}{\partial x^2}\right)_0 + y^2\left(\frac{\partial^2 C}{\partial y^2}\right)_0 + z^2\left(\frac{\partial^2 C}{\partial z^2}\right)_0 + xy\left(\frac{\partial^2 C}{\partial x\partial y}\right)_0 + yz\left(\frac{\partial^2 C}{\partial y\partial z}\right)_0 + xz\left(\frac{\partial^2 C}{\partial x\partial z}\right)_0\right] + \ldots \qquad (4)$$

Integrînd expresia (4) peste cubul cu latura a, toate integralele care conțin puteri impare, precum și produsele de variabile, dispar prin simetrie, rămînînd a^3C și termenii în puteri pare.

Din calcul rezultă că:

$$\int_{-a/2}^{+a/2}\int\int\int x^2 dx dy dz = \frac{a^3}{12} \qquad (5)$$

Mai departe, eliminînd derivatele de ordin superior ale lui C, se ajunge la:

$$a^3 C_m = a^3 C_0 + \frac{a^2}{24}(\nabla^2 C)_0 \qquad (6)$$

de unde:

$$C_m - C_0 = \frac{a^2}{24}(\nabla^2 C)_0 \qquad (7)$$

Rezultă că diferența de concentrație dintre punctul de emisie și media concentrației în spațiul înconjurător depinde de pătratul gradientului concentrației.

Din relația (7) se poate deduce relația pentru viteza de difuzie:

$$\frac{dC}{dt} = D\nabla^2 C \qquad (8)$$

Cea mai simplă schemă de dispersie a agenților poluanți este aceea în care se admite sursa de poluare punctuală și instantanee (fig. 2), cînd curenții de aer prezintă o curgere laminară. Emisia din punctul 0 se produce la timpul $t = 0$. Pe măsură ce norul de poluant este antrenat de vînt, dimensiunile acesteia cresc prin difuzia agentului poluant în straturile adiacente de aer. Într-o asemenea ipoteză, se consideră că norul poluant își menține forma

sa aproximativ sferică, centrul sferei deplasîndu-se în direcția vîntului cu viteza pe care acesta o are.

În practică, o importanță deosebită o au *sursele punctuale* continue, întrucît toate coșurile focarelor industriale și cele de ventilație constituie asemenea tipuri de surse. În acest caz, se pleacă de la premisa că o asemenea sursă continuă poate fi considerată drept o succesiune în timp, la intervale foarte mici, de emisii punctuale instantanee, variația concentrației de poluant putînd fi exprimată prin relația :

$$C(x, y, z, t) = \frac{Q}{8(\pi Dt)^{3/2}} \exp\left(-\frac{r^2}{4Dt}\right), \quad (9)$$

unde Q este cantitatea totală de substanță emisă; d — coeficientul de difuzie; r — raza norului sferic de poluant; t — timpul.

Dacă în timpul unei emisii continue bate vîntul, atunci trena de fum ia forma cunoscută a *egretei* (panașului) coșurilor industriale (fig. 3).

În figura 4 se prezintă variația concentrației de poluant în secțiunea egretei unei emisii punctuale continue, așa cum este în cazul unor determinări individuale *a* sau prin medierea mai multor analize *b*.

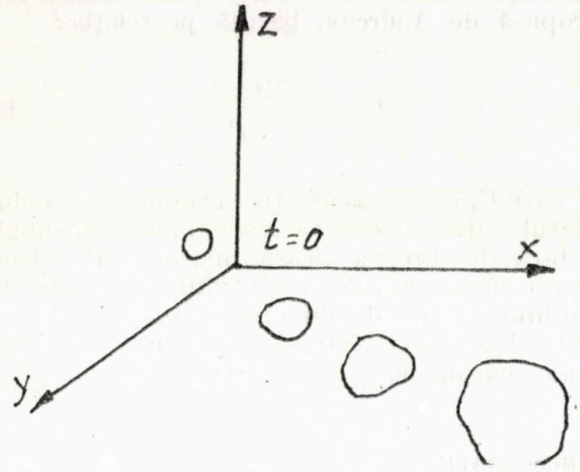


Fig. 2. Schema de dispersie a agenților poluanți

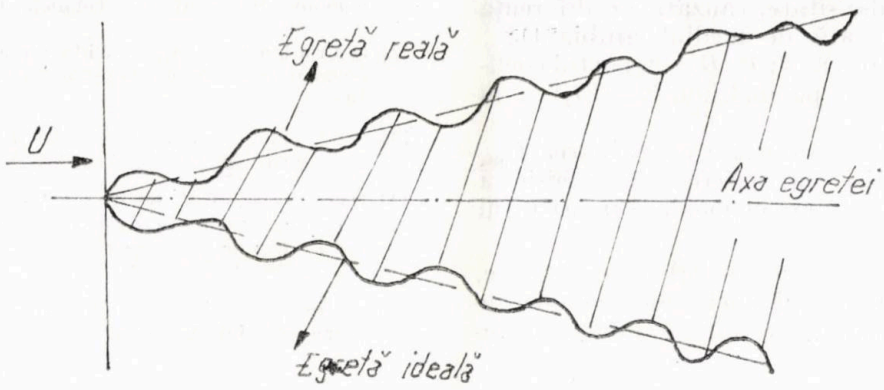


Fig. 3 Egreta (panașul) de fum a coșurilor industriale

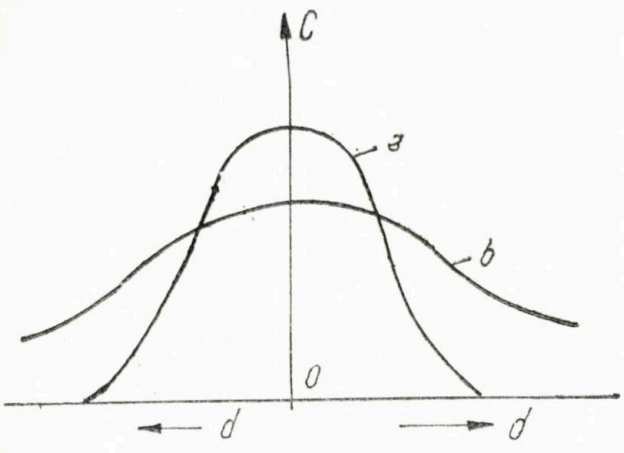


Fig. 4. Variația panașului de poluant în secțiunea egretei

Importante studii și cercetări experimentale s-au efectuat asupra mecanismelor de depunere (sedimentare) la sol a particulelor de praf. Viteza și timpul de depunere depind în mare măsură de dimensiunile și geometria particulelor. Pentru particulele grosiere (50 — — 100 μm), viteza de depunere este dictată de *legea lui Stokes* :

$$F = 6\pi\eta r v, \quad (10)$$

unde F este forța care acționează asupra particulei în timpul căderii; r — raza particulei; η — coeficientul de viscozitate dinamică a aerului; v — viteza de cădere a particulei.

Particulele fine (coloidale) se depun mai greu, în special cele care au dimensiuni sub 0,1 μm, acestea fiind mai mici decît drumul liber mijlociu λ parcurs de molecule și fiind supuse *mișcării browniene*.

În cazul sedimentării aerosolilor foarte fini se poate aplica relaţia :

$$v = \frac{2}{9} r^2 g \frac{d_1 - d_2}{\eta} \left(1 + \frac{A\lambda}{r}\right) \qquad (11)$$

în care : d_1 este densitatea substanţei din care este alcătuită particula poluantă ; d_2 — densitatea aerului ; A — constanta egală cu 1,63. O mărime importantă care caracterizează gradul de poluare este concentraţia maximă de poluant la sol (C_{max}), care se poate estima printr-o serie de relaţii matematice, de exemplu prin relaţia Bosanquct — Pearson scrisă sub forma :

$$C_{max} = \frac{2Q}{e\pi w H^2} \left(\frac{D_z}{D_y}\right) \qquad (12)$$

unde : Q este puterea de emisie a sursei, g/s ; H — înălţimea efectivă a coşului (înălţimea structurală plus înălţimea la care ajunge jetul de gaz emis, datorită vitezei de ejecţie pe coş şi diferenţei de densitate, cauzată de diferenţa de temperatură faţă de mediul ambiant) ; w — viteza vîntului, m/s ; D_z/D_y — raportul coeficienţilor de difuzie pe înălţime (axa O_z) şi în planul xy.

Din relaţia (12) se constată că valoarea C_{max} este proporţională cu puterea de emisie a sursei Q şi invers proporţională cu pătratul înălţimii coşului H.

Stabilirea concentraţiei în substanţe nocive, într-un anumit punct al unei zone poluate de către o sursă, prezintă un interes practic deosebit atît în exploatarea unităţilor industriale, cît mai ales în vederea igienei, sănătăţii personalului şi a protecţiei mediului înconjurător.

O metodă teoretică de calcul al concentraţiei medii anuale C_{med}, într-un punct situat la o distanţă oarecare de o sursă punctuală, a fost propusă de Andreev, bazată pe relaţia :

$$C_{med} = \frac{\Sigma C'_0 P}{\Sigma P} \qquad (13)$$

în care C'_0 este concentraţia obţinută atunci cînd vîntul suflă cu direcţie variată, cu un unghi α faţă de direcţia aleasă, mg/m³ ; P — frecvenţa medie anuală a vîntului care suflă cu unghiul α, faţă de direcţia aleasă, % ; ΣP — suma frecvenţei vîntului după direcţiile punctelor cardinale, %.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ciplea, L. I., Ciplea, Al. *Poluarea mediului ambiant*. Bucureşti, Ed. Tehnică, 1978.

[2] Darabont, A., Văiteanu, D., *Combaterea poluării sonore şi a vibraţiilor*. Bucureşti, Ed. Tehnică, 1975.

[3] Negoiu, D., Kriza, A. *Poluanţi anorganici în aer*. Bucureşti, Ed. Academiei R.S.R., 1977.

[4] Pumnea, C., Redeş, Al. *Poluarea sonoră şi reducerea acesteia în oţelăriile echipate cu cuptoare cu arc electric de mare capacitate*. În : Metalurgia, R.S.R., 36, nr 10, 1984, p. 521 — 529.

[5] Zamfir, Gh. *Efectele unor poluanţi şi prevenirea lor*. Bucureşti, Ed. Academiei R.S.R., 1979.

Ing. P. Cioacă și ing. Greta Winckelbauer
ICEM,
Ing. Maria Lovin ing. M. Bogdan și
ing. D. Panaite
C.C.U.B.

Posibilități de studiu prin simularea matematică a fluxurilor tehnologice din industria metalurgică

CZ : 681.32 : 658.286.2

Siderurgia rămîne una dintre ramurile de bază ale economiei naționale, a cărei dezvoltare de perspectivă este legată, în principal, în condițiile unor resurse totuși limitate, de lărgirea sortimentului și de îmbunătățirea calității produselor metalurgice, ca urmare a progresului tehnic rapid înregistrat de ramurile consumatoare de metal și de cerințele tot mai strînse ale constructorilor de mașini față de calitatea metalului, ca material de bază.

Rezolvarea acestor cerințe este indisolubil legată de o automatizare complexă a fluxurilor tehnologice, fără de care nu se mai pot realiza astăzi tehnologii de fabricație eficiente și competitive. Statisticile arată însă că, în industria metalurgică, automatizarea convențională continuă să aibă încă o largă răspîndire în conducerea proceselor și a fluxurilor tehnologice, atît datorită popularității de care ea încă se bucură, corelată cu reticența utilizatorilor de a schimba radical metodele pe care le cunosc și le stăpînesc cu altele despre care știu prea puțin, cît și datorită faptului că aplicarea unor metode noi se face în timp, după testări și experimentări îndelungate.

În cazul proceselor metalurgice, elaborarea unor sisteme de conducere cu calculator electronic este o operație complicată, datorită producției de mare tonaj, realizată pe linii tehnologice foarte mari, cu utilaje avînd potențiale energetice ridicate. Punerea la punct a unui model de conducere necesită experimentări și testări care implică o modificare continuă a unor parametri de intrare, lucru irealizabil pe sistemele reale aflate în exploatare curentă. De aceea, apare ca indispensabilă studierea unor astfel de sisteme prin simulare.

Studiul prin simularea proceselor tehnologice poate îmbrăca două aspecte :

— simularea este utilizată în proiectarea fluxurilor tehnologice și în elaborarea de noi tehnologii ;

— simularea este utilizată ca o etapă intermediară în conducerea cu calculator electronic a proceselor tehnologice propriu-zise.

În cazul proiectării fluxurilor tehnologice, simularea poate contribui substanțial în validarea proiectului printr-o verificare a soluțiilor propuse, testînd pe un model matematic de simulare funcționarea noului obiectiv în diferite condiții de exploatare posibile. Se pot depista, astfel, din timp eventualele neajunsuri provenite dintr-o insuficientă fundamentare a variantei adoptate.

Metodele de simulare utilizate depind, în foarte mare măsură, de complexitatea sistemului proiectat și de tipul modelului care caracterizează sistemul analizat (discret, continuu sau mixt).

Fluxurile tehnologice complexe pot fi considerate ca niște sisteme discrete, alcătuite la rîndul lor din subsisteme discrete și/sau continue. Simularea va permite, în acest caz, reprezentarea dinamicii procesului studiat în ceea ce are el determinant, punînd în evidență cauzele potențiale generatoare de discontinuități în cadrul fluxului de producție și sugerînd, astfel, căile posibile de înlăturare a lor. De asemenea, simularea pune în evidență gradul de încărcare a mașinilor la o desfășurare normală a procesului de producție. În condițiile proiectate, permițînd realizarea unei mai bune corelări între capacități și necesități, înainte de punerea în funcțiune a obiectivului.

Dintre metodele de simulare analizate, cea mai utilizată în această fază este teoria firelor de așteptare. Modelul de simulare este, în acest caz, un sistem de servire complex în care eventualele cozi care apar la diferite posturi de servire pot fi anulate sau micșorate între limite admisibile, printr-o reanalizare a soluțiilor adoptate.

În cazul subsistemelor continue, modelul de simulare are la bază un sistem de ecuații diferențiale care înglobează bilanțuri energetice și de material pentru faza tehnologică considerată. Pentru diferite situații practice posibile, modificînd parametrii de intrare în sistem sau simulînd apariția unor elemente perturbatoare, se pot verifica soluțiile de proiectare propuse (dimensionarea surselor de energie din sistem, alegerea elementelor constructive etc.)

Utilizarea simulării ca o etapă intermediară în conducerea cu calculator a proceselor tehnologice din metalurgie poate îmbrăca, la rîndul ei, două aspecte :

— simularea numerică prin care se studiază un anumit proces pentru care este pus la punct un model care va sta la baza conducerii sistemului real ;

— simularea conducerii efective a procesului tehnologic prin realizarea unui simulator hardware, avînd la bază un calculator electronic și o interfață de proces.

În cazul *simulării numerice* trebuie să se țină seamă de faptul că un experiment de simulare nu poate fi echivalent cu o conducere în timp real a unui proces tehnologic, cel puțin pentru procesele tehnologice rapide și foarte rapide. De asemenea, trebuie subliniat faptul că un model de conducere a realizat în plus, față de un model de simulare, legăturile cu procesul tehnologic.

Conducerea procesului presupune un model al sistemului real bine pus la punct și, de aceea, aceasta va reprezenta întotdeauna o etapă care urmează simulării numerice. Aceasta din urmă se constituie ca o metodă de studiu a unui proces tehnologic ai cărui parametri de model nu au fost încă bine precizați. Simularea asigură experimentarea unui număr mare de variante și determină elaborarea unui sistem de decizii din care cercetătorul o va putea alege pe cea mai convenabilă.

Dacă la aplicarea simulării în proiectarea fluxurilor tehnologice deciziile pot determina schimbări de structură și de reluare a fazei de proiectare, în cazul instalațiilor existente, atunci cînd structura de bază a agregatelor nu poate fi modificată, simularea contribuie la optimizarea procesului, în funcție de anumite criterii stabilite anterior.

Și în aceste cazuri, metodele de simulare utilizate depind de complexitatea sistemului și de tipul modelului. La sistemele complexe se poate aplica o tehnică de descompunere pe mai multe niveluri, obținîndu-se o structură ierarhizată a sistemului. Conducerea directă se face de obicei pentru subsistemele de nivel zero, alegîndu-se zone ale fluxului tehnologic care se pot reprezenta sub forma unor modele continue, la care culegerea datelor din proces și transmiterea comenzilor să se poată face în timp real, mai ales în cazul proceselor rapide.

Simularea acestor subsisteme pe model matematic nu necesită, în general, limbaje și proceduri sofisticate. Dacă prin conducerea directă se realizează o optimizare locală a fiecărui subsistem, optimizarea întregului ansamblu este însă mult mai complicată, deoarece deciziile care se iau depind de foarte mulți factori.

Aceste probleme se pot rezolva prin simulare numerică, dar modelele de simulare sînt destul de complicate, în structura lor intrînd atît elemente continue, cît și discrete. Ele necesită aplicarea unor metode combinate (metode de tip Monte-Carlo, elemente de teoria firelor de așteptare etc.) pentru care se recomandă utilizarea limbajelor de simulare. Acestea oferă anumite elemente de bază caracteristice realizării oricărui model de simulare și scurtează astfel timpul de elaborare a modelului și de transpunere a acestuia în programe.

Realizarea simulatoarelor hardware creează posibilitatea validării modelelor de conducere cu calculator înainte de implementarea lor efectivă în cadrul sistemului real. Un astfel de simulator necesită un calculator de proces și o interfață, similare cu cele cu care va fi dotat sistemul real. Utilizînd surse de curent și de tensiune care furnizează semnal unificat, se poate simula culegerea mărimilor de intrare din proces, verificînd astfel fiecare buclă de măsură prin răspunsul calculatorului la diferite valori ale semnalelor de intrare. De asemenea, utilizînd niște scheme electronice simple, avînd la baza de relee și afișaje numerice sau luminoase, pot fi verificate semnalele de comandă transmise de calculator prin intermediul interfeței de proces.

Avantajul unui simulator hardware este acela de a putea verifica destul de comod sistemul de conducere în toate variantele de exploatare practic posibile, fără a periclita funcționarea instalației tehnologice reale, mai ales în cazul conducerii directe. De asemenea, un astfel de simulator poate fi utilizat la validarea oricărui sistem de conducere, care are la bază echipamente de calcul identice sau asemănătoare.

Ținînd seamă de prioritățile și perspectivele din industria siderurgică, fiecare sector urmează să facă un salt calitativ pe linia creșterii nivelului de automatizare, deci și de conducere cu calculator a proceselor tehnologice, la care simularea își poate aduce o contribuție esențială.

În cazul *procesului de fabricare a cocsului*, problemele care apar din punct de vedere al conducerii cu calculator sînt legate de menținerea unui regim termic constant în camerele de ardere prin reglarea tirajului și menținerea unei presiuni constante în colectorul de gaz brut, precum și de inversiunea focului la camerele de ardere. Simularea numerică poate ajuta la stabilirea unui regim optim de temperatură în funcție de calitatea încărcăturii. De asemenea, se pot determina diferite variante de stabilire a rețetelor, în funcție de materiile prime de care se dispune, în scopul realizării unei calități prescrise a cocsului.

Simularea numerică poate fi aplicată cu bune rezultate dacă se dorește optimizarea producției la nivelul întregii secții, privită ca un sistem complex, cu legăturile sale cu celelalte sectoare.

Procesul de obținere a aglomeratului este compus din mai multe faze între care există o strînsă interdependență : dozare, amestecare și umidificare, aglomerare propriu-zisă, sortare etc.

Problema modelării matematice a unei linii de aglomerare se pune în principal pentru procesul propriu-zis de aglomerare și pentru dozarea încărcăturii. Pentru studiul acestor faze ale procesului de aglomerare pot fi utilizate, în general, modele de simulare continue. Celelalte faze, considerate independent, ridică

doar niște probleme de transport optim a amestecului care intră în banda de aglomerare sau a produsului care se obține după sinterizare. Ele devin importante atunci cînd întreaga instalație se consideră ca un sistem complex, cu legăturile sale de aprovizionare, cu depozitul de materii prime și cu secția de cocserie, pe de o parte, și cu sectorul furnale, căruia îi furnizează aglomeratul, pe de altă parte.

Studiul prin simulare a unui astfel de sistem permite o mai bună organizare a întregului flux tehnologic și o funcționare la parametrii nominali a întregii instalații.

Procesul de elaborare a fontei în furnal se face într-unul dintre cele mai complexe agregate ale industriei siderurgice. Furnalele nou construite, de capacitate foarte mare, ca și cele mai vechi, dar modernizate recent nu mai pot fi astăzi concepute fără o automatizare complexă cu calculatoare electronice de proces, care să asigure o exploatare la parametrii nominali ai agregatului.

Deoarece funcționarea furnalului prezintă, în general, frecvente modificări de-a lungul desfășurării procesului față de condițiile inițiale, elaborarea unor modele de conducere trebuie să aibă și o structură dinamică, alături de cea statică, impusă de inerția foarte mare care caracterizează agregatul.

Elaborarea unui model care să cuprindă întreg sistemul este destul de complicată. De aceea, atenția cercetătorilor s-a îndreptat la început doar asupra unor anumite faze ale procesului tehnologic, primele modele de conducere avînd în vedere aparatul de încărcare și preîncălzitoarele de aer.

Furnalul este însă un agregat accesibil din punct de vedere al măsurării parametrilor numai la suprafața sa, motiv pentru care mulți dintre parametrii necesari elaborării modelului și conducerii procesului se determină indirect, mai ales în cazul studiului regimului termic. De aceea, aparatura de măsurare trebuie să fie foarte precisă, un rol important revenind analizorului de gaze, indispensabil unei conduceri complexe a procesului de elaborare a fontei.

Ca modelul să poată răspunde obiectivelor propuse, el trebuie să fie cît mai puțin sensibil la perturbații care țin de neuniformitatea caracteristicilor fizico-chimice ale încărcăturii, de imperfecțiunea buclelor de măsurare a parametrilor sau de funcționarea defectuoasă a unor utilaje aferente furnalului. În majoritatea cazurilor, modelele utilizate conțin atît elemente continue, cît și elemente discrete.

Elaborarea oțelului se face în cuptoare Martin, în convertizoare și în cuptoare electrice cu arc.

Obținerea oțelului în cuptoarele Martin reprezintă un proces complex, caracterizat printr-un mare număr de parametri care se interconditionează reciproc după legi încă insuficient verificate în practică, făcînd astfel destul de dificilă aprecierea comportării cuptorului. Acesta poate fi considerat ca fiind alcătuit din mai multe zone (baie, zidărie refractară, regeneratoare, arzătoare), fiecare cu diferite caracteristici statice și dinamice.

În aceste condiții, elaborarea modelelor matematice este destul de complicată. Ele au la bază reprezentările teoretice ale procesului de transfer de căldură și de masă care are loc la nivelul cuptorului. Simularea numerică poate avea o contribuție importantă la stabilirea parametrilor unui astfel de model cu un profund caracter stochastic.

Punerea la punct a unor modele de conducere a procesului de elaborare a oțelului în convertizor este legată de rezolvarea unor probleme delicate, care țin de rapiditatea de desfășurare a procesului, de intensitatea reacțiilor chimice și de posibilitatea determinării în timp real a temperaturilor și a compozițiilor chimice. Utilizarea simulării numerice prezintă avantaje evidente în studiul unui astfel de proces, deoarece halele în care sînt amplasate convertizoarele nu oferă condiții optime instalării echipamentelor de calcul, necesitînd amenajări speciale pentru protecția aparaturii și pentru asigurarea unei fiabilități corespunzătoare.

Elaborarea oțelului în cuptoarele electrice cu arc ridică multe probleme legate de consumul de energie electrică, materiale refractare și electrozi. Multe dintre ele nu se pot rezolva fără a face apel la tehnica de calcul și la metodele de simulare matematică. Modelele elaborate au avut în vedere, în primul rînd, faza de topire, realizîndu-se importante economii de energie electrică și condiții mai bune de lucru pentru zidăria cuptorului, obținîndu-se, în multe cazuri, și o scurtare a timpului de topire. Ulterior, s-a trecut la modele de conducere a întregului proces de elaborare a oțelului, ceea ce a necesitat rezolvarea unor probleme delicate legate de măsurarea temperaturii oțelului în baie și a căptușelii refractare, de analiză rapidă a compoziției încărcăturii și a gazelor arse.

O problemă în care este de așteptat ca simularea matematică să-și aducă o contribuție deosebită o reprezintă studiul comportării electrozilor în timpul diferitelor faze de desfășurare a procesului, în condiții variate de compoziție a încărcăturii și de putere electrică utilizată.

De asemenea, simularea numerică poate îmbunătăți substanțial desfășurarea procesului tehnologic la nivelul unei secții întregi, cu mai multe cuptoare, în care există numeroase puncte potențiale unde se pot forma cozi de așteptare, care pot afecta productivitatea întregului sistem. Un astfel de model de simulare poate contribui cu bune rezultate la aplati-

zarea curbei de sarcină și la îmbunătățirea factorului de utilizare a puterii maxime contractate. Elaborarea lui va necesita metode care să aibă la bază, printre altele, elemente de teoria firelor de așteptare și metode de tip Monte-Carlo, implementate pe un limbaj de simulare destul de performant.

Modele asemănătoare, care să țină seamă însă de particularitățile procesului tehnologic, se pot aplica și în cazul elaborării feroaliajelor în cuptoarele electrice.

Procesele de laminare sînt, comparativ cu celelalte procese metalurgice, mult mai rapide și, de aceea, mult mai greu de condus fără mijloace de automatizare adecvate, în primul rînd datorită vitezei mari de deplasare a semifabricatelor pe flux, ceea ce face de multe ori imposibilă o corelare în timp util a parametrilor (temperatură, gradul de deformare, solicitarea utilajelor etc.). De aceea, sistemele de conducere cu calculator electronic au cunoscut de la început o mare aplicabilitate în cazul agregatelor moderne și de mare productivitate, contribuind din plin la creșterea calității laminatelor, la îmbunătățirea fiabilității cilindrilor și a echipamentelor de ghidare, precum și respectarea strictă a tehnologiei de laminare.

Utilizarea simulării matematice își găsește o largă aplicație în perfecționarea modelelor de conducere a procesului propriu-zis de laminare, ținînd seamă de particularitățile fiecărui sistem. Se poate realiza o îmbunătățire permanentă a corelațiilor care se stabilesc între viteza de laminare și temperatura semifabricatului, punîndu-se la punct un sistem de decizii, în funcție de valorile măsurate. Se obține astfel o optimizare a numărului de treceri prin cajele de laminare, asigurîndu-se totodată încadrarea laminatelor în limitele prescrise și respectarea la ultimele treceri a unor legi de evoluție în timp a temperaturii și grosimii pentru realizarea unor produse finite cu caracteristici mecanice prescrise.

Procesele de laminare sînt destul de bine cunoscute teoretic, în raport cu alte procese siderurgice, permițînd elaborarea unor modele matematice complexe și a unor algoritmi care să descrie cu multă exactitate evoluția procesului. De multe ori însă, astfel de algoritmi necesită o durată mai mare de calcul, raportată la constantele de timp care caracterizează procesul, care nu permit o emitere în timp real a unor comenzi, în cazul în care modelul va sta la baza unei conduceri directe a agregatului. De aceea, utilizînd simularea numerică, se pot obține niște algoritmi mai simpli, care să asigure promptitudinea determinării mărimilor de comandă și intervenția în timp real în evoluția procesului, păstrînd totuși precizia modelului între limitele cerute și anume de obținerea unor produse finite de calitate, la care toleranțele sînt de obicei foarte strînse.

Fluxurile de laminare au și sectoare în care procesele se desfășoară lent, fiind caracterizate de constante mari de timp. În această categorie intră cuptoarele de tratament termic și de încălzire a semifabricatelor, la care, aplicînd metode de simulare matematică, se poate obține o creștere însemnată a productivității și o reducere a consumului de combustibil raportat la tona de metal.

Metodele de simulare își găsesc o aplicabilitate de mare importanță în studiul conexiunii cuptoarelor cu sectoarele din aval și din amonte în desfășurarea fluxului tehnologic la nivel de combinat. De asemenea, simularea poate contribui la studiul răcirii metalului în lingotiere, determinînd o mai bună proiectare a acestora, în funcție de tratamentul de răcire la care trebuie să fie supus oțelul. Astfel de sisteme au o structură complexă, necesitînd aplicarea unor metode de simulare combinate, avînd ca suport un limbaj de simulare puternic.

Din aceste considerente se poate desprinde concluzia că simularea matematică își găsește o largă aplicabilitate în diferite sectoare ale industriei siderurgice. Multe dintre noile tehnologii nu pot fi concepute astăzi fără o conducere cu ajutorul tehnicii de calcul, iar la perfecționarea și optimizarea modelelor simularea apare ca indispensabilă, constituindu-se ca o metodă de cercetare de mare eficiență.

În cazul simulării numerice, atît stabilirea celor mai bune metode de simulare utilizate în elaborarea modelului, cît și alegerea limbajului de simulare depind de natura procesului tehnologic considerat.

La rîndul lor simulatoarele hardware își dovedesc eficiența în momentul stabilirii parametrilor modelului și permit o verificare comodă a sistemelor de conducere, înainte de implementarea lor efectivă pe instalațiile noi sau aflate în exploatare.

BIBLIOGRAFIE

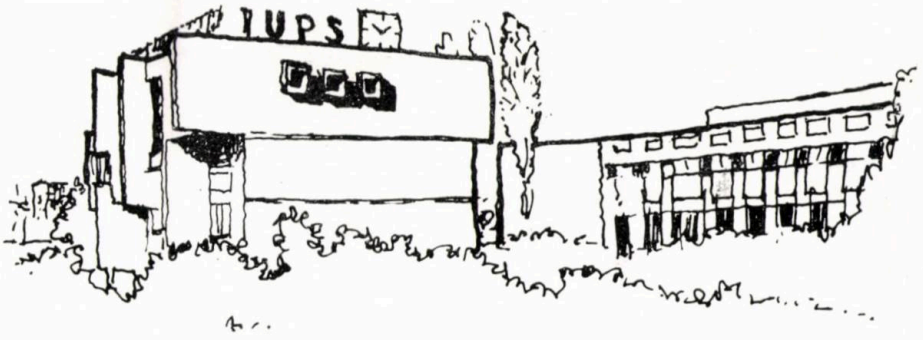
[1] Korn, G. A. *Simularea și măsurarea proceselor aleatoare*. București, Ed. Tehnică, 1969.

[2] Văduva, I. *Modele de simulare cu calculatorul*. București, Ed. Tehnică, 1977.

[3] Rădăceanu, E. *Limbaje de simulare*. București, Ed. Militară, 1981.

[4] *** *Manualul inginerului metalurg.*, București, Ed. Tehnică, 1982.

I.U.P.S. SUCEAVA



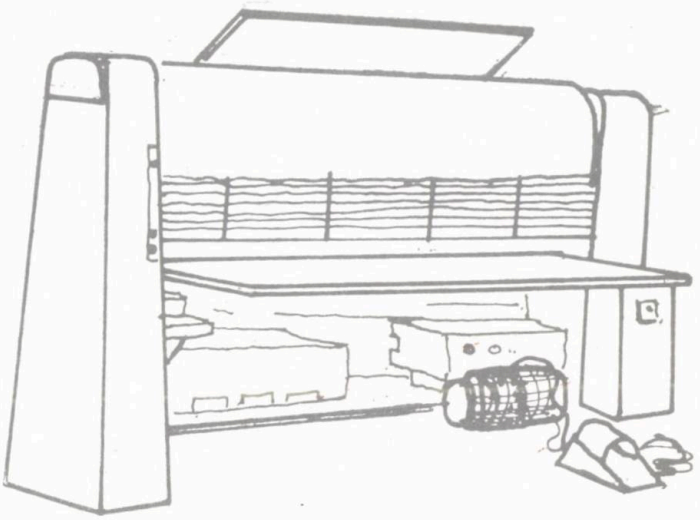
I.P.S. SUCEAVA

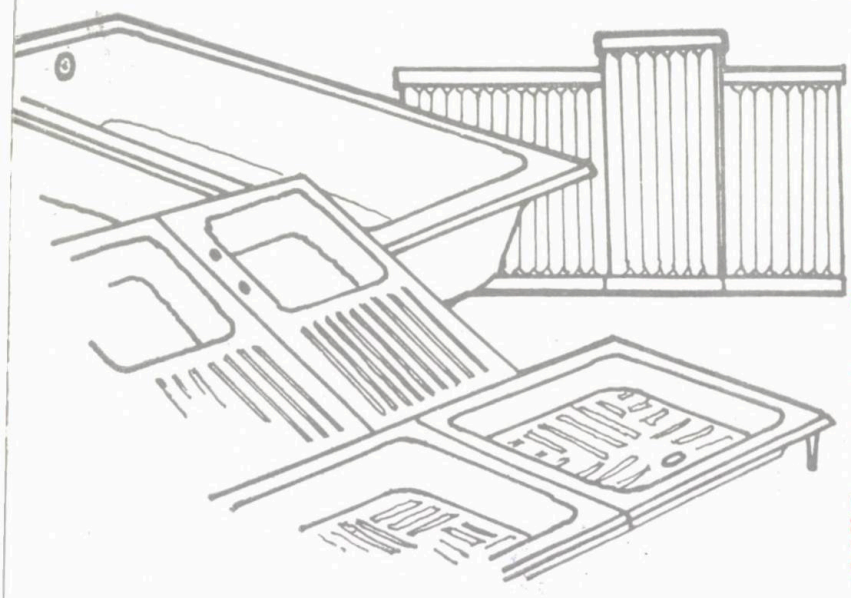
oduce:

utilaje pentru linii tehnologice complete ;
utilaje individuale pentru industria lemnului și a materialelor de construcții ;
utilaje pentru industria celulozei și hîrtiei, pentru industria chimică, minieră etc. ;
radiatoare din tablă **ROTERM** ;
căzi de baie și obiecte sanitare din tablă emailată, alb și color, într-o gamă variată.

abrică scule, dispozitive
i verificatoare;

xecută reparații capitale
a utilaje





I.U.P.S. SUCEAVA

manufactures:

- equipment for complete operation lines ;
- individual equipment for wood industry and building material industry ;
- equipment for pulpy and paper industry, for chemical industry, for mining industry etc. ;
- ROTERM plate radiators ;
- a wide range of bath tubs and druggist sundries in white and coloured enameled plate ;

achieves:

- capital repairs of equipments
- tools, devices and testers

I.U.P.S. SUCEAVA
STR. CALEA UNIRII, NR. 28
TEL. 987—11295
TELEX 23 223

produce :

— laminate și bare trase din oțeluri carbon obișnuit, carbon de calitate, aliat, pentru construcții de mașini, pentru rulmenți, arcuri și scule ;
— sîrme trefilate din oțel carbon și aliat pentru sudare, beton precomprimat, arcuri, taloane, armarea furtunurilor pentru agricultură, cu suprafața mată, lucioasă, zincată, alămită, bronzată ;
— electrozi de sudură pentru oțeluri nealiate, aliate, inoxidabile și refractare ;
— fluxuri de sudură pentru oțeluri nealiate, aliate și inoxidabile ;
— cabluri din oțel

combinatul metalurgic cîmpia turzii

COMBINATUL METALURGIC CÎMPIA TURZII
Str. Laminoriștilor, nr. 145
Tel. 68661—666 ; telex 031—282

E 3280

KOH

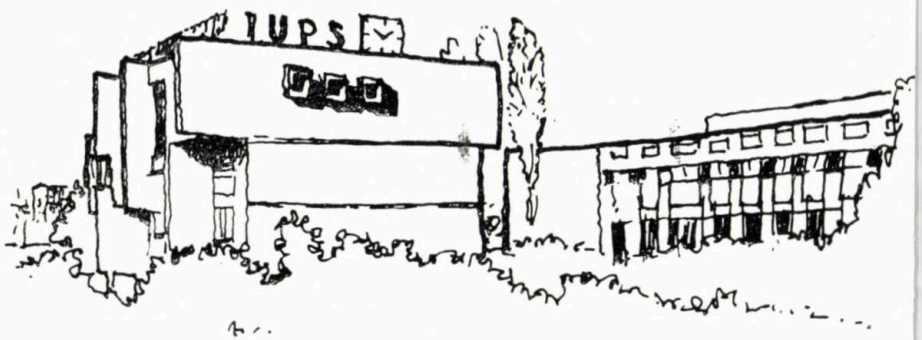
METALURGIA

R 1989 -12- 14

10

METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XLI • NR. 10 • OCTOMBRIE 1989

I.U.P.S. SUCEAVA



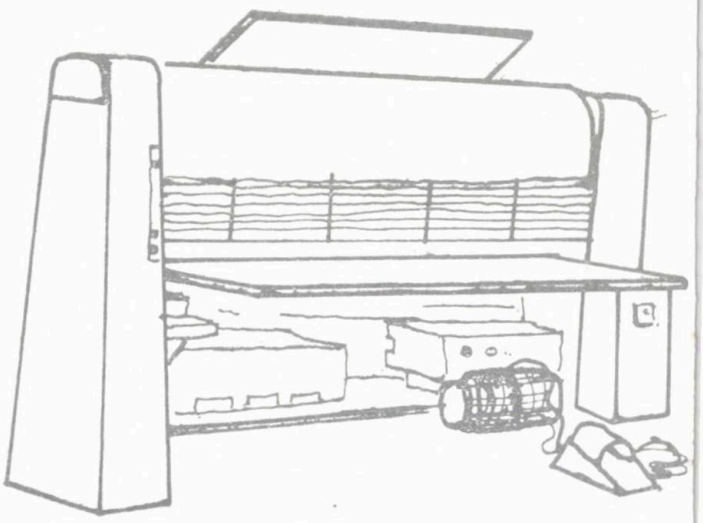
I.U.P.S. SUCEAVA

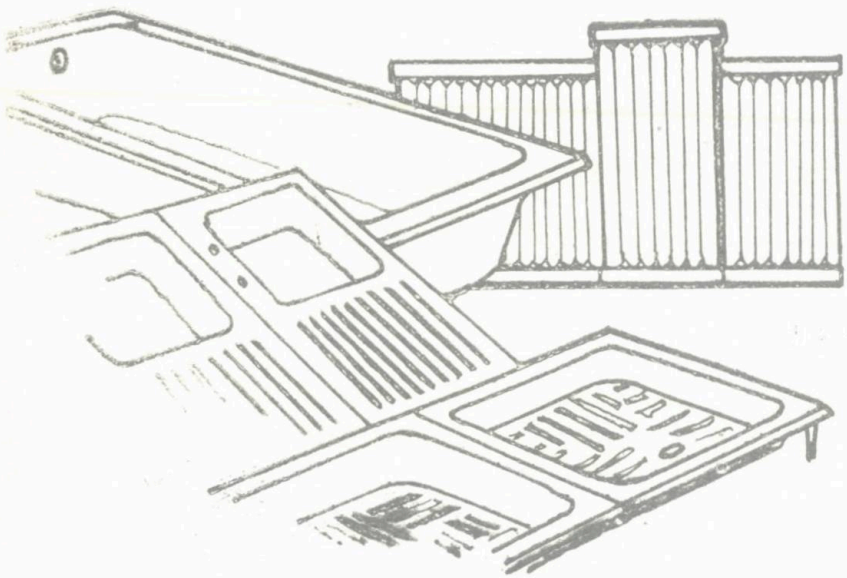
produce:

- utilaje pentru linii tehnologice complete ;
- utilaje individuale pentru industria lemnului și a materialelor de construcții ;
- utilaje pentru industria celulozei și hîrtiei, pentru industria chimică, minieră etc. ;
- radiatoare din tablă ROTERM ;
- căzi de baie și obiecte sanitare din tablă emailată, alb și color, într-o gamă variată.

fabrică scule, dispozitive şi verificatoare;

execută reparaţii capitale la utilaje





I.U.P.S. SUCEAVA

manufactures:

- equipment for complete operation lines ;
- individual equipment for wood industry and building material industry ;
- equipment for pulpy and paper industry, for chemical industry, for mining industry etc. ;
- ROTERM plate radiators ;
- a wide range of bath tubs and druggist sundries in white and coloured enameled plate ;

achieves:

- capital repairs of equipments
- tools, devices and testers

I.U.P.S. SUCEAVA
STR. CALEA UNIRII, NR. 28
TELEX 23 223

METALURGIA

Anul 41 Nr. 10 Octombrie 1989

CUPRINS

Deică, V.: **Căptuşeli refractare dolomitice pentru agregatele VAD, VOD** 467

Nicolae, P., Ene, Ruxandra şi Stana, V.: **Aspecte privind caracteristicile tehnologice ale unor amestecuri de pulberi „gata de presare" din sistemul WC—Co** 473

Apa, L.: **Contribuţii la studiul solubilităţii oxigenului în aliajele binare lichide** 477

Oprea, Fl., Ciocan, Anişoara şi Ciocan, N.: **Parametrii termodinamici ai procesului de dizolvare a bariului la elaborarea feroaliajelor care conţin elemente active (III)** 483

Brabie, V., Neagu, G., Toboc, P. şi Bălescu, C.: **Consideraţii privind termodinamica reacţiilor care au loc la tratarea prin injecţie a oţelurilor** 485

Pumnea, C. şi Grigoriu, Gabriela: **Verificarea caracteristicilor mecanice ale unor materiale metalice prin metode ale statisticii matematice** 491

Constantinescu—Manea, Maria, Badea, Teodora şi Nicola, Maria: **Comportarea la coroziune a oţelurilor inoxidabile** 493

Jurubiţă, Vasilica şi Damian, Liuba: **Oţel slab aliat Cr—Mo destinat realizării echipamentelor de foraj-extracţie pentru medii corosive cu H_2S şi CO_2 la temperaturi coborîte —60°C)** 497

Isac, Mihaiela: **Deformabilitatea la cald a unui oţel microaliat pentru construcţii metalice** 502

Bratu, C. şi Sofroni, L.: **Folosirea microrăcitorilor la turnarea continuă a oţelului** 504

Dobrescu, Gr. şi Polgar, V.: **Unele considerente privind posibilităţile de utilizare a fontei cu grafit nodular aliate cu cupru, pentru executarea matriţelor de forjat piese pe prese mecanice şi hidraulice** . 509

REVISTA REVISTELOR 472, 476, 492, 501

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM, Departamentul Export-Import Presă. BUCUREȘTI, str. 30 Decembrie, nr. 3" P.O. Box 136—137. Telex : 11 226.

Redactor responsabil : prof. dr. ing. L. SOFRONI

Redactor : ELENA PÂRVU

Tehnoredactor : MARIETA RUBȚOV

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația : București, str. Mendeleev 21—25, sector 1. Telefon : 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01 B.N. — R.S.R. — filiala sector 6 — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament : lei 180 anual. Costul unui exemplar : lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

I. P. „Informația"—c. 1516

CONTENTS

DC : 666.74 : 666.763.4

Delcă, V. : **Dolomite refractory linings for VOD, VAD aggregates**

The basic linings for treatment ladles (VOD) and furnace ladles (VAD) are known worldwide.

The recent trend is to replace the expensive magnesia linings with newly developed cheaper dolomite products designed for this aggregates, such as resin bonded and chemically bonded bricks, direct bonded bricks, simple or based on simultaneous sinters (MgO or ZrO_2 enriched) impregnated or not with C. Good results were obtained especially with this new dolomite products in Europe (West Germany, France, England).

When using dolomite linings the benefits are the following : lining cost reduction, energy and technological material savings, the possibility of producing high purity steels (0,001% S and low Cr) and alloyed steels with high oxygen sensibility.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 467—472

DC : — 492.2

Nicolae, P., Ene, Ruxandra and Stana, V. : **Aspects of the technological characteristics of certain powder mixtures "ready for pressing" from WC-Co system**

The paper presents certain aspects of the processing of wax bound WC—Co system powder mixtures.

Researches have aimed at the correlation of the physico-mechanical properties of sintered materials with the physico-chemical of the analysed powders.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 473—476

DC : 669.017.12

Apa, L. : **Contributions to the study of the oxygen solubility in liquid binary alloys**

The paper suggests a simple calculation formula (parabola) in order to determine the activity index of oxygen solved in liquid binary alloys. The values obtained by calculation for a large range of alloys are closed to the experimental ones reported in the speciality literature.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 477—482

DC : 669.168 :669.15—198

Oprea, Fl., Ciocan, Anișoara and Ciocan, N. : **The thermodynamic parameters of the dissolution process of barium at the manufacture of ferroalloys which contain active elements (III)**

On the basis of the importance of barium in alloys used to treat pig iron and steels, the authors analyse the thermodynamic characteristics of the barium dissolution processes in metal melts with a view to estimating its behaviour in melts.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 483—484

DC : 621.785 : 536.7

Brabie, V., Neagu, G., Toboc, P. and Bălescu, C : **Considerations on the thermodynamics of reactions which occur during steel injection treatment**

The paper presents certain aspects of the thermodynamics of deoxidation, desulphurization and modification of the nonmetallic inclusion shape at the reactive powder injection in the metal bath.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 485—490

DC : 621.9.042

Pumnea, C. and Grigoriu, G. : **The control of the mechanical characteristics of certain metal material by mathematic statistics method**

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 491—492

DC : 669.14.018.8 : 620.193

Constantinescu Manea, Maria, Badea, Teodora and Nicola, Maria : **Corrosion behaviour of stainless steels**

The paper presents the experimental studies on the anodic polarization behaviour of Timonic stainless steel and W 4300 (steel) in highly alcaline and acid media used in electronics for the manufacture of plates.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 493—496

DC : 669.15—194.3

Jurubiță, Vasilica and Damian, Liuba: **Cr—Mo low alloy steel for the manufacture of forging — extraction equipments for H_2S and CO_2 corrosive media and at low temperature 60 — °C)**

The paper intends to establish the conditions of the manufacture of 33 MoCr11 steel for the erection of the forging — — extraction equipments which work in H_2S and CO_2 corrosive media and at temperature up to — 60°C.

The authors stabilize the optimum heat treatment regime in order to ensure the values imposed by the standards for mechanical characteristics ; the authors determine the limited strength stress at stress corrosion cracking in H_2S and CO_2 media, as well as the corrosion strength under different conditions of media.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 497—501

DC : 539.374

Isac, Mihaiela : **Hot deformability of microalloyed steel for metal constructions**

The paper presents the researches on the hot deformability of a microalloyed steel for metal constructions.

As a research method, hot torsion trial is used.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 502—503

DC : 621.746.01 : 669.18

Bratu, C. and Sofroni, L. : **The use of microcoolers at steel continuous casting**

By using microcoolers at steel continuous casting, semiproducts of a higher quality than in the case of usual casting are obtained, while increasing the machine production rate.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 504—508

DC : 669.131.622

Dobrescu, Gr. and Polgar, V. : **Considerations on the possibilities on using copper alloyed nodular graphite castiron for the manufacture of forging dies on mechanical and hydraulic presses**

The studies and the experiments carried out on the basis of the similar physico-mechanical and structural characteristics of MoCN15 steel and 0,5—0,7% Cu alloy nodular graphite cast iron show that this material can be used as a replacement of MoCN15 steel for the manufacture of active plates of the forging dies on the mechanical and hydraulic presses.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 509—510

INHALT

DK : 666.74 : 666.763

Deică, V. : **Dolomitische feuerfeste Zustellung für VAD- und VOD- Anlagen**

Der Einsatz der basischen Zustellungen bei Behandlungspfannen (VOD) und Ofenpfannen (VAD) ist weltweit anerkannt.

Eine neue Entwicklungsrichtung ist die Ersetzung der kostspieligen magnesitischen Zustellungen mit den neuentwickelten billigen dolomitischen Produkte, wie zum Beispiel : harzgebundene Steine, direktgebundene Steine, einfach oder aufgrund von simultanen Sintern (mit MgO oder ZrO_2 angereichert), imprägniert oder nicht mit C. Zufriedenstellende Ergebnisse mit dem o.g. neuen dolomitischen Produkte wurden hauptsächlich in Europa (BRDeutschland, Frankreich, England) erzielt.

Mittels von dolomitischen Zustellungen wurden die folgenden Vorteile erreicht : Verringerung der Zustellungskosten ; einige Ersparnisse von Energie und verfahrenstechnischen Werkstoffen ; Herstellungsmöglichkeiten von hochreinen Stählen (0,001 % und mit niedrigen Cr) sowie von legierten Stählen mit einer hohen Sauerstoffaffinität.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 467—472

DK : —492.2

Nicolae, P., Ene, Ruxandra und Stana, V. : **Ansichten betreffs den verfahrenstechnischen Eigenschaften einiger "bereit für das Pressen" vorgeschenenit Pulvermischungen WC-Co-System**

In der Arbeit werden einige Ansichten zum Einsatz einiger mit Paraffin gebundenen Pulvermischungen aus dem WC—Co-System angeführt.

Die durchgeführten Versuche berücksichtigen die Korrelation der physikalisch-mechanischen Eigenschaften der gesinterten Werkstoffe mit den physikalisch-mechanischen Eigenschaften der analysierten Pulvern.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 473—476

DK : 669.017.12

Apa, L. : **Beiträge zum Studium der Löslichkeit des Sauerstoffs in binären flüssigen Legierungen**

In der vorliegenden Arbeit wird eine einfache Berechnungsformel (Parabel) vorgeschlagen, mit dem Ziel der Bestimmung des Aktivitätskoeffizienten des in binären flüssigen Legierungen aufgelösten Sauerstoffs vorgeschlagen : Die durch Berechnung ermittelten Werte, für eine Vielfalt von Legierungen, liegen nahe den experimentellen im Schrifttum angegebenen Werten.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 477—482

DK : 669.168 : 669.15—198

Oprea, Fl., Ciocan, Anişoara und Ciocan, N. : **Thermodynamische Parameter des Lösungsprozesses des Bariums bei der Herstellung der Ferrolegierungen mit Inhalt von aktiven Elementen (III)**

Berücksichtigend die wichtige Rolle des Bariums in den Legierungen, für die Roheisen- und Stahlbehandlung, werden die Eigenschaften der Thermodynamik der Lösungsprozesse des Bariums in den metallischen Schmelzen, mit dem Ziel der Hochschätzung des Bariums aus den Schmelzen, analysiert.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 483—484

DK : 621.785 : 536.7

Brabie, V., Neagu, G., Toboc, P. und Bălescu, C. : **Einige Betrachtungen angesichts der Thermodynamik der Reaktionen die während der Stahlinjektionsbehandlung stattfinden**

Die Arbeit gibt einige Ansichten betreffend der Thermodynamik der Desoxydations-Entschwefelungs- und Modifikationsprozesse der Form der nichtmetallischen Einschlüsse, bei der Injektion von reaktiven Pulvern in der Metallschmelze, wieder.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 485—490

DK : 621.9.042

Pumnea, C. und Grigoriu, Gabriela : **Überprüfung der mechanischen Eigenschaften einiger metallischen Werkstoffe mittels von Methoden aus der mathematischen Statistik**

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 491—492

DK : 669.14.018.8 : 620.193

Constantinescu, Manea Maria, Badea, Teodora und Nicola, Maria : **Korrosionsverhalten der nichtrostenden Stähle**

Die Arbeit beinhaltet einige experimentelle Untersuchungen angesichts des Verhaltens bei der anodischen Polarisation der timonischen und W4 300-nichtrostende Stähle in hochalkalinischen und sauren Medien. Diese Stähle werden in der elektronischen Industrie bei der Plakettenverarbeitung eingesetzt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 493—4 96

DK : 669.15—194.3

Jurubiță, Vasilica und Damian, Liuba : **Niedriglegierter Cr—Mo-Stahl vorgesehen für die Herstellung von Bohr— und Förderungsausrüstungen für korrosive H_2S— und CO_2 Medien bei niedrigen Temperaturen (— 60°C)**

Die Arbeit hat als Ziel die Festsetzung der Ausführungsbedingungen des 33MoCr11—Typ Stahles, das beim Bau der Bohr-und Förderungsausrüstungen die in korrosiven H_2S-und CO_2- Medien bei Temperaturen von —60°C eingesetzt werden.

Dabei wurde die optimale Wärmebehandlung, mit dem Ziel der Erhaltung der in den Normen vorgesehenen mechanischen Eigenschaften, festgesetzt. Es wurde ebenfalls die Festigkeitsgrenze der Spannung bei der Spannungsrisskorrosion in H_2S- und CO_2-Medien, sowie der Korrosionswiderstand unter verschiedenen Mediumbedingungen dargestellt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 497—501

DK : 539.374

Isac, Mihaiela : **Warmverformbarkeit eines mikrolegierten Stahls für den Einsatz bei Metallkonstruktionen**

In der Arbeit werden einige Erforschungen angesichts der Warmverformbarkeit eines mikrolegierten Stahls für den Einsatz bei Metallkonstruktionen dargestellt.

Als Erforschungsmethode wird der Warmdrehungsversuch eingesetzt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 502—503

DK : 621.746.01 ;669.18

Bratu, C. und Sofroni, L. : **Einsatz der Mikrokühler beim Stahlstranggiessen**

Durch den Einsatz der Mikrokühler beim Stranggiessen des Stahls werden höherwertigere Halberzeugnisse als durch das konventionelle Giessen hergestellt. Gleichzeitig steigt auch die Anlagenleistungsfähigkeit.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 504—508

DK : 669.131.622

Dobrescu, Gr. und Polgar, V. : **Einige Betrachtungen angesichts den Einsatzmöglichkeiten des mit Kupfer legierten Kugelgraphitgusseisens, für die Herstellung von Schmiedeformen auf mechanische und hydraulische Pressen**

Die Erforschungen und Untersuchungen die anhand der Ähnlichkeit der physikalischen und strukturellen Eigenschaften des MoCN 15 Stahles und des mit 0,5—0,7 % zusätzlch legierten Kugelgraphitgusseisens, ausgeführt werden, bestätigen die Vereinbarkeit des Einsatzes des o.g. Werkstoffes als Ersatzstoff des MoCN-Stahles, für die Herstellung von aktiven Platten und von Schmiedeformen auf mechanische und hydraulische Pressen.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 509—510

SOMMAIRE

CD : 666.74 : 666.763.4

Deică, V. : **Revêtements réfractaires dolomitiques pour les poches VAD et VOD**

Les poches de traitement (VOD) et les poches des fours (VAD) ont généralement des revêtements basiques.

La tendance actuelle est de remplacer les revêtements magnésiens coûteux par des nouveaux produits dolomitiques meilleurs marchés, à savoir les briques à liaison chimique ou par résine, les briques directement liées, simples ou à base d'agglomérants simultanés (enrichies de MgO ou de ZrO_2) impregnées ou non-impregnées de C.

Les nouveaux produits dolomitiques ont été utilisé à bon résultats en République Fédérale Allemande, France et Angleterre.

A la suite de l'utilisation des revêtements réfractaires on a obtenu les avantages suivants : la diminution du coût du revêtement, des économies d'énergie et de matérieux technologiques, la possibilité d'élaborer des aciers de haute pureté (0,001% S et à teneur reduite en Cr) et des aciers à grande affinité pour l'oxygène.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 467—472

CD : — 492.2

Nicolae, P., Ene, Ruxandra et Stana, V. : **Aspects concernant les caractéristiques technologiques de certains mélanges de poudres "prêt à presser" du système WC—Co**

L'article présente certains aspects concernant la préparation de certains mélanges de poudres du système WC—Co, liés à parafine.

Les recherches effectuées ont eu pour but d'établir une corrélation entre les propriétés physiques-chimiques des poudres analysées.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 473—476

CD : 669.017.12

Apa, L. : **Contributions à l'étude de la solubilité de l'oxygène dans les alliages binaires liquides**

L'auteur propose une formule simple de calcul (une parabole) pour déterminer le coefficient d'activité de l'oxygène dissous dans les alliages binaires liquides. Les valeurs calculées pour différents alliages sont similaires aux valeurs expérimentales mentionnées dans la littérature de spécialité.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 477—482

CD : 669.168 : 669.198

Oprea, Fl., Ciocan, Anișoara et Ciocan, N. : **Les paramètres thermodynamiques du processus de dissolution du baryum à l'élaboration des ferroalliages qui contiennent des éléments actifs (III)**

A partir du rôle du baryum dans les alliages pour le traitement des fontes et des aciers, les auteurs analysent les caractéristiques de la thermodynamique des processus de dissolution du baryum dans les métaux en fusion pour évaluer son comportement.

Metalurgia 14 (1989), nr. 10, p. 483—484

CD : 621.785 : 536.7

Brabie, V., Neagu, G., Toboc, P. et Bădescu, C. : **Considérations sur la thermodynamique des réactions qui ont lieu au cours du traitement par injection des aciers**

L'article présente certains aspects concernant la thermodynamique des processus de désoxydation, désulfuration et de modification de la forme des inclusions non-métalliques au cours de l'injection des poudres réactives dans le bain métallique.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 485—490

CD : 621.9.042

Pumnea, C. et Grigoriu, G. : **Le contrôle des caractéristiques mécaniques de certains matériaux métalliques par les méthodes de la statistique mathématique**

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 491—492

CD : 669.14.018.8 : 620.193

Constantinescu, Manea—Maria, Radea, Teodora et Nicola, Maria : **La tenue à la corrosion des aciers inoxydables**

Les auteurs présentent les études expérimentales concernant la tenue à la polarisation anodique des aciers inoxydables timoniques et des aciers W4300 en milieux fortement alcalins et acides, qui sont utilisés dans l'industrie électronique pour le traitement des plaques.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 493—496

CD : 669.15—194.3

Jurubiță, Vasilica Damian, Liuba : **Aciers faiblement alliés à Cr—Mo pour équipements de forage-extraction utilisés en milieux corrosifs à H_2S et CO_2 et aux températures criogéniques**

L'article a pour but la détermination des conditions d'élaboration de l'acier de type 33MoCr11 pour équipements de forage-extraction utilisés en milieux corrosifs à H_2S et CO_2 et aux températures criogéniques.

On a déterminé le regime optimum de traitement thermique qui doit assurer l'obtention des valeurs imposées aux caractéristiques mécaniques par les normes ; on a déterminé également la tension limite de résistance à la corrosion fissurante sous tension en milieux à H_2S et CO_2 de même que la corrosion en d'autres milieux.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 497—501

CD : 539.374

Isac, Mihaela : **La déformabilité à chaud d'un acier microallié pour constructions métalliques**

L'auteur présente des recherches effectuées sur la déformabilité à chaud d'un acier microallié pour constructions métalliques.

La méthode de recherche utilisée est l'essai de torsion à chaud.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 502—503

CD : 621.746.01 : 669.18

Bratu, C. et Sofroni, L. : **Les microrefroidisseurs utilisés à la coulée continue des aciers**

Les microrefroidisseurs utilisés à la coulée continue des aciers ont une grande contribution à la fabrication des demi-produits d'une meilleure qualité que celle obtenue à la coulée normale et à l'augmentation de la productivité de l'installation.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 504—508

CD ; 669.131.622

Dobrescu, Gr. et Polgar, V. : **Considérations sur la possibilité d'utilisation des fontes à graphite nodulaire alliées au cuivre pour la fabrication des pièces forgées sur les presses mécaniques et hydrauliques**

Les études et les expériments effectués à partir de la similitude entre les caractéristiques physiques, mécaniques et structurales de l'acier MoCN15 et de la fonte à graphite nodulaire alliée à 0,5—0,7% Cu ont démontré la possibilité d'utilisation de ce matériel en tant que substitut de l'acier MoCN15 pour fabriquer les plaques actives des pièces forgées sur les presses mécaniques et hydrauliques.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 509—510

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 666.74: 666.763.4

Дейкэ, В.: **Доломитовые огнеупорные футеровки для агрегатов** VAD, VOD

Основные футеровки в ковшах для обработки (VOD) и ковшах для печей (VAD) используются на мировом уровне. Последние тенденции заключаются в замене дорогих магнезитовых футеровок новыми более дешевыми доломитными изделиями: кирпичи химически связанные или смолами, прямо связанные кирпичи, простые или основанные на одновременных синтерах (обогащенные MgO или ZrO_2), пропитанные или не С. Были получены хорошие результаты этими новыми доломитными изделиями, в особенности в Европе (ФРГ, Франция, Англия). Применяя доломитные футеровки можно получить следующие преимущества: снижение стоимости футеровки, экономии энергии и технологических материалов; возможность изготовления высокочистых сталей (0,001% S и с низким содержанием Cr) и легированных сталей с большим сродством к кислороду.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 467—472

ДК:-492.2

Николае П., Ене, Р. и Стана, В.: **Аспекты относительно технологических характеристик порошковых смесей „готовых к прессованию" системы WC—Co**

Работа представляет некоторые аспекты по прессованию порошковых смесей системы WC—Co, связанные парафином.

Проведенные исследования имели в виду корреляцию физико-механических свойств спекшихся материалов с физико-химическими свойствами анализированных порошков.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 473—476

ДК: 669.017.12

Ана, Л.: **Вклады к изучению растворимости кислорода в жидких бинарных сплавах**

В работе предлагается простая формула расчета (парабола) для определения коэффициента активности кислорода, растворимого в жидких бинарных сплавах. Полученные расчетом величины для различных сплавов близкие к экспериментальным из литерантуры по специальности.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 477—482

ДК: 669.168:669.15-198

Опреа, Ф., Чекан, Анишоара и Чекан, Н.: **Термодинамические параметры процесса растворимости бария при выплавке ферросплавов, содержащие активные элементы**

Имея в виду роль бария в сплавах для обработки чугунов и сталей, авторы рассматривают характеристики термодинамики процессов растворения бария в металлических расплавах с целью оценки поведения его в расплавах.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 483—484

ДК: 621.785: 536.7

Брабие, В., Неагу, Г., Тобок, П. и Бэлеску, С.: **Соображения по термодинамике реакций при обработке сталей вспрыскиванием**

В работе представлены аспекты по термодинамике процессов раскисления, обессеривания и изменения форм неметаллических включений при вспрыскивании реактивных порошков и металлическую ванну.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 485—490

ДК: 621.9.042

Пумнеа, К. и Григориу, Г.: **Контроль механических характеристик металлических материалов методами математической статистики**

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 491—492

ДК: 669.14.018.8: 620.193

Константинеску Манеа, Мария, Бадеа, Теодора и Никола, Мария: **Поведение при коррозии нержавеющих сталей**

В работе представлены экспериментальные изучения по поведению при анодной поляризации нержавеющих сталей Timonic W 4300 в сильно щелочных и кислых средах, среды используемые в электронной промышленности для обработки плат.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 493—496

ДК: 539.374

Исак, Михаела: **Деформируемость в горячем состоянии микролегированной стали для металлоконструкций**

Работа представляет исследования относительно деформируемости в горячем состоянии микролегированной стали для металлоконструкций.

Как метод исследования используется испытание на горячее скручивание.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 497—501

ДК: 621.746.01: 669.18

Брату, К. и Софрони, Л.: **Применение микроохладителей в непрерывной разливке стали**

Применением микроохладителей в непрерывной разливке стали получаются заготовки лучшего качества чем при обыкновенной разливке, повышая в то же время производительность установки.

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 502—503

ДК: 669.15-194.3

Журубицэ, Сильвия и Дамиян, Люба: **Низколегированная сталь Cr—Mo, предназначенная изготовлению буровых — экстрактивных установок для коррозионных сред с H_2S и CO_2 и при низких температурах (—60°C)**

В работе уточняются условия изготовления стали типа 33MoCr11, предназначенная сооружению буровых — экстрактивных установок, работающие в коррозионных средах с H_2S и CO_2 и при температурах до —60°C.

Установлен оптимальный режим, обеспечивающий получение величин, назначенных нормами для механических характеристик; определено предельное напряжение коррозионного растрескивания при напряжении в средах с H_2S и CO_2, а также и коррозионностойкость в различных средах.

Metalurgia 41 (1989), nr. 10, p. 504—508

ДК: 669.131.622

Добреску, Г. и Полгар, В.: **Соображения относительно возможности использования чугунов с шаровидным графитом легированных медью для изготовления ковочных штампов на механических и гидравлических прессах**

Проведенные опыты и изучения на основе подобия физико-механических и структурных характеристик стали MoCN15 и дополнительно легированных чугунов с шаровидным графитом с 0,5—0,7% C, свидетельствуют совместимость применения этого материала как материал замещения стали MoCN15 для изготовления активных плит ковочных штампов на механических и гидравлических прессах.

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 509—510

METALURGIA 10

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA

1989

Ing. V. Deică
TAGLSIT Bucureşti

Căptuşeli refractare dolomitice pentru agregatele VAD, VOD

CZ : 666.74 666.763.4

În România, căptuşelile din cărămizi dolomitice legate cu gudron la oalele de turnare clasice sînt utilizate, în special, la C.S. Galaţi, care a obţinut rezultate foarte bune, ajungînd pînă la cca 40 de şarje faţă de 18—20 de şarje aluminoase.

În condiţiile necesităţii eliminării importului şi reducerii costurilor materialelor şi energiei, introducerea pe scară largă a produselor dolomitice la căptuşelile oalelor de turnare şi, în special, la agregatele VAD, VOD ar aduce certe avantaje industriei, aceasta o dată cu asimilarea cercetărilor de ultimă oră pe plan mondial, privind fabricarea diversificată a unor noi produse dolomitice, precum şi utilizarea unor metode avansate de înzidire (tab. 1)

Produsele dolomitice se pot împărţi în două categorii principale :

— legate cu gudron, răşini sau cu liant chimic şi temperate la 200 — 300°C ;

— legate ceramic (direct) prin ardere la 1 750°C avînd sau nu adaosuri de MgO, ZrO_2 sau/şi C.

Cărămizile nearse legate cu carbon sînt fabricate din dolomită sinterizată, de diverse granulaţii, amestecată apoi cu gudron, răşini fenolice sau cu liant organic, practicîndu-se, în anumite cazuri, şi o îmbogăţire a procentului de C prin adăugarea de grafit. După presare, cărămizile sînt temperate la 200 — 300° C, cînd se realizează o creştere a rezistenţei mecanice şi a rezistenţei la hidratare. În timpul primei preîncălziri în jur de 600°C, se dezvoltă o legătură puternică de carbon, datorată cocsificării liantului. La temperaturi de peste 1 000°C legătura de carbon se distruge, granulele de dolomită se sinterizează dezvoltînd legătura ceramică [1].

Cărămizile legate cu gudron sînt cunoscute de mulţi ani, fiind utilizate cu bune rezultate atît la oalele de turnare, cît şi la agregatele VAD, VOD şi similare, atunci cînd conţinutul de C din refractare nu intră în contradicţie cu compoziţia chimică a oţelurilor elaborate (de ex. oţel inox). O variantă a acestor cărămizi este cea la care se practică în plus o îmbogăţire cu MgO sau/şi o creştere a procentului de C cu grafit, în scopul măririi rezistenţei la atacul zgurelor bazice din oala de tratament [2].

Cu toate că aceste cărămizi sînt cele mai ieftine dintre produsele dolomitice, datorită problemelor legate de protecţia muncii şi de mediul înconjurător (la arderea gudronului degajîndu-se benzo-A-piren), în multe ţări s-au impus restricţii de folosire a cărămizilor legate cu gudron [3].

În ultimii ani s-au depus eforturi pentru găsirea unui liant care să înlocuiască gudronul, realizîndu-se cărămizi legate cu lianţi pe bază de răşini fenolice. Dar, în cazul în care combustia volatilelor nu se face perfect, apare primejdia degajării de fenoli şi derivaţi fenolici.

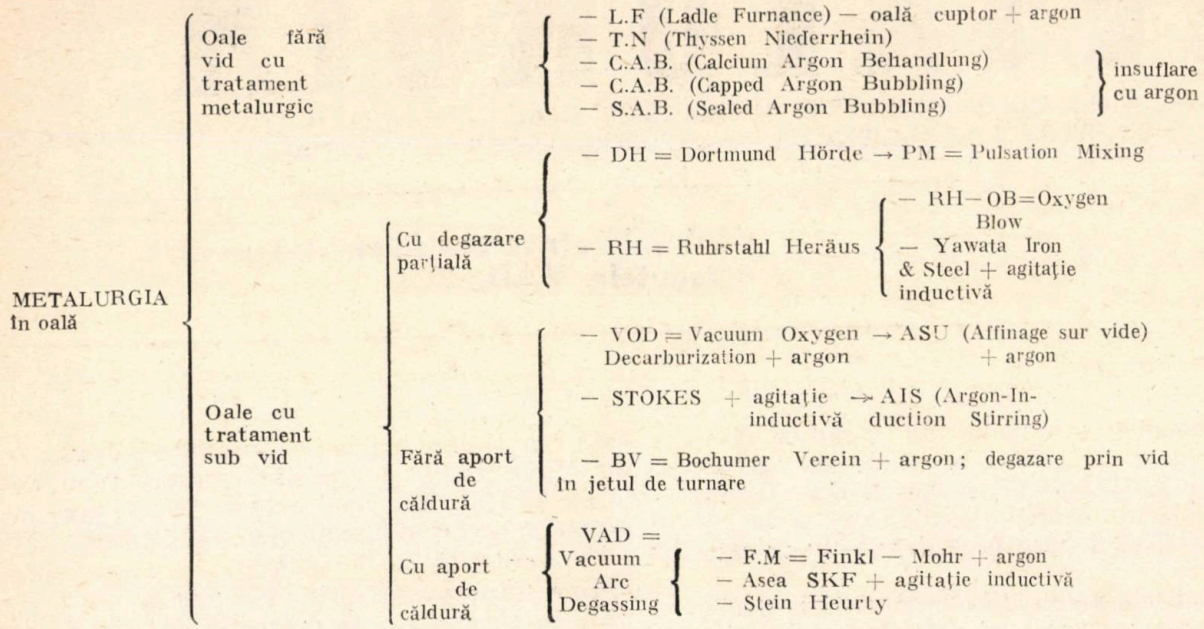
În prezent, au fost puse la punct în diverse ţări (R.F.G., Franţa, Japonia) cărămizi dolomitice legate cu un liant organic avînd un procent de 2 — 3 % C rezidual dar care nu degajă la ardere benzo-A-piren sau derivaţi fenolici.

În tabelul 2 sînt prezentate comparativ caracteristicile fizico-chimice ale unor cărămizi din tipurile prezentate mai sus, produse de către firma Dolomitwerke GmbH din R.F.G. Cărămizile cu liant chimic au în plus avantajul, faţă de cele legate cu gudron că, neprezentînd în timpul preîncălzirii comportare termoplastică, au o stabilitate mecanică mare la temperaturi scăzute (fig. 1). Astfel, căptuşeala oalelor proaspăt înzidite nu se deteriorează dacă, după o preîncălzire iniţială pînă la 400 — 500°C în poziţie verticală, oalele sînt culcate pentru a se continua preîncălzirea. După cum reiese şi din figura 1, cărămizile legate chimic prezintă între 600 şi 1 000°C o rezistenţă similară cu a celor legate cu gudron sau răşini.

Testele făcute cu acest tip de cărămizi la oalele cu capacităţi între 80 şi 280 t, cu diferite tratamente metalurgice, au arătat pentru pereţi o egalitate în performanţe cu cărămizile legate cu gudron, iar pentru fundul oalelor au

Tabelul 1

Procedee şi tehnologii în metalurgia oalei [8]



Tabelul 2

Produse dolomitice [1]

Caracteristicile fizico-chimice	Legătură de carbon			Legătură ceramică		
	legătura cu gudron	legate chimic	îmbogăţite cu MgO	dense	îmbogăţite cu MgO	îmbogăţite cu ZrO_2 2%
Impurităţi	1,9	1,9	1,4	1,9	2,6	1,9
CaO, %	59,0	59,0	19,0	59,0	42,2	58,2
MgO, %	38,0	38,0	80,0	38,0	54,5	37,4
Densitate aparentă, g/cm³	2,95	2,9	3,0	2,83	2,91	2,8
Porozitate, %	6,7	5,0	7,0	17,0	16,1	16,5
Rezistenţă la compresiune la rece, N/mm²	60,0	60,0	50,0	70,0	70,0	70,0
Dilatare maximă, %	0,6	1,0	0,7	1,6	1,6	1,6
Contracţie la 1 500°C, %	0,15	0,4	0,1	0,8	0,08	0,8
Rezistenţă la şoc termic, cicluri	—	—	—	12	15	60
Conductivitate termică la 900°C, W/mk	3,0	3,0	3,4	2,7	3,0	2,7

demonstrat o comportare îmbunătăţită. De asemenea, s-a constatat şi o rezistenţă îmbunătăţită la impactul jetului datorată marii rezistenţe la compresiune la cald şi a rezistenţei la şoc termic.

Prin arderea cărămizilor cu liant chimic la preîncălzirea oalei se degajă volatile datorită pirolizei liantului organic, pierderea în greutate la 1 000°C fiind aproximativ la fel cu cea de la cărămizile legate cu gudron sau răşini. Un dezavantaj mare al acestor cărămizi nearse, indiferent de natura liantului, este rezistenţa mică la hidratare, ceea ce micşorează durata de depozitare. Recent, cărămizile cu liant chimic au început să fie protejate prin introducerea într-o baie de parafină imediat ce au ieşit de la temperare, mărind foarte mult rezistenţa la hidratare [3].

Produsele dolomitice legate direct (direct bonded) sînt fabricate prin presarea sinterului de dolomită şi arderea la 1 750 °C cînd granulele de dolomită sinterizează, formînd legătura ceramică [2].

Această legătură se va menţine la temperaturi ridicate şi în atmosferă oxidantă. Cu toate că aceste cărămizi sînt mai scumpe cu ~ 30% decît cele legate cu gudron, utilizarea lor se justifică în zona zgurei, datorită marii rezistenţe la eroziune la cald şi a rezistenţei la atacul zgurelor bazice. În plus, datorită peliculei de sinter care acoperă granula, cărămizile legate ceramic sînt imune la hidratare.

În timpul diverselor tratamente care au loc în oalele VAD, VOD cărămizile legate ceramic din zona zgurei sînt supuse atacului unor zgure cu compoziţii diferite, de bazicităţi diferite. S-a observat, pe baza mai multor atacuri făcute pe cărămizi legate ceramic, că zgurele cu bazicitate mare sînt mult mai puţin agresive decît zgurele cu bazicitate mică, acestea realizînd, pe lîngă stratul de contact zgurificat (format din aluminosilicaţi cu incluziuni de sulfaţi de calciu), o infiltrare printre cristalele de periclaz, înglobîndu-le şi erodînd apoi cărămida cu uşurinţa [4].

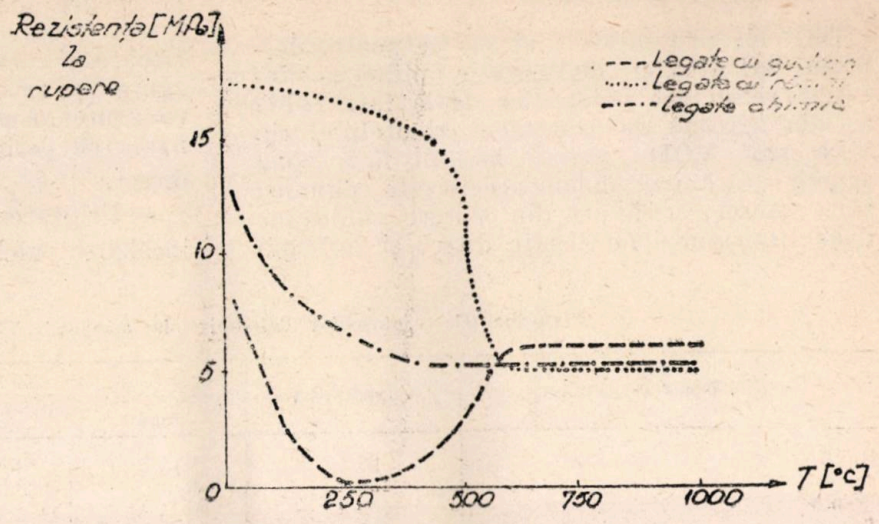


Fig. 1. Rezistența cărămizilor dolomitice cu diferite sisteme de legare

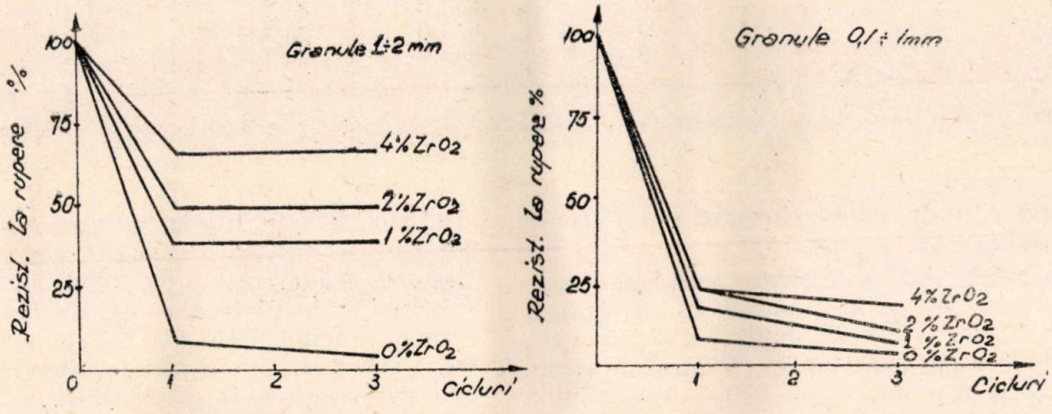


Fig. 2. Rezistența la rupere a cărămizilor îmbogățite cu ZrO_2, legate direct, după trei cicluri de încălzire-răcire

S-a constatat faptul că atît zgurele cu bazicitate mare, cît și cele cu bazicitate mică pot apărea în aceeași oțelărie, cum ar fi atît în cazul producerii oțelurilor de scule cu procent mare de S, cît și în cel al oțelurilor cu procent foarte mic de S.

Diversele încercări privind îmbunătățirea rezistenței la atacul zgurelor cu bazicitate mică și mare au dus la realizarea cărămizilor de dolomită îmbogățită cu MgO (sintere simultane) legate direct. În tabelul 2 sînt prezentate comparativ aceste două tipuri de cărămizi produse de firma Dolomitwerke GmbH din R.F.G.

Rezistența la șocuri termice a cărămizilor legate direct face obiectul multor cercetări pentru îmbunătățirea ei, deoarece legătura directă este mult mai puțin flexibilă decît legătura de carbon din cărămizile nearse. O metodă care s-a impus este cea a introducerii ZrO_2 în compoziția cărămizii. În timpul arderii, ZrO_2 reacționează cu componentul CaO din dolomită, rezultînd grăunți de zirconat de Ca. Restul de MgO rămas crește, dînd cristale mari de periclaz și pori. Mecanismul reacțiilor de difuzie este însoțit de o schimbare ireversibilă de volum, care creează apariția unor centre de tensiune care se mențin și după răcire sau vor provoca microfisuri [4].

Aceste efecte vor disipa energia fisurilor mari care apar la șoc termic.

În figura 2 sînt prezentate rezultatele obținute la diverse procente de ZrO_2 și la diverse granulații. Se poate observa faptul că granulația mare este mult mai eficientă decît granulația fină. Testele făcute cu procente de 1 — 2 % ZrO_2 în oala de tratament au arătat o îmbunătățire remarcabilă a rezistenței la șoc termic (pînă la 60 cicluri) (tab. 2).

Pentru zona zgurei din oalele VAD, VOD se poate trage concluzia că aceste cărămizi legate direct, îmbogățite cu ZrO_2, reprezintă cea mai bună soluție, mai ales atunci cînd îmbogățirea se aplică cărămizilor care au în compoziție sintere simultane dolomitomagneziene, îmbinînd rezistența la șoc termic cu rezistența la atacul zgurelor bazice.

Performanțe și avantaje

Din cele prezentate mai sus se poate desprinde următoarea configurație optimă a căptușelii refractare dolomitice de la fața caldă a unui agregat de tratament al oțelului tip VAD sau VOD : pereții laterali fără zona zgurei; cărămizi dolomitice legate chimic; zona zgurei; cărămizi din sintere simultane dolomitomagneziene legate direct și îmbogățite cu ZrO_2; fundul oalei : cărămizi dolomitice legate chimic.

În tabelul 3 sînt prezentate performanțele obținute de căptușelile dolomitice utilizate la oalele VAD, VOD și similare în diverse țări. Trebuie menționat faptul că durabilitatea exprimată prin numărul de șarje a început să fie o mărime de evaluare perimată, datorită marii varietăți de uzuri și de timpi de menținere în oală a oțelului, care apar la diverse tratamente. Aceasta explică și diversitatea rezultatelor obținute (numărul de șarje). Mult mai semnificativă ar fi exprimarea durabilității în minute de menținere a oțelului în oală, ceea ce ar arăta că multe din durabilitățile prezentate în tabelul 3 sînt simțitor apropiate.

Durabilitatea căptușelilor dolomitice la oalele VAD, VOD depinde, într-o măsură foarte mare, de următorii factori :

— Preîncălzirea oalelor, înainte de utilizare, pînă la 1 000 °C timp de ~3—4 h (de preferință în poziție verticală) pentru a elimina degradarea căptușelii prin șoc termic.

— Utilizarea obligatorie a orificiilor cu sertar, pentru a facilita preîncălzirea, utilizarea capacelor, precum și diverse tratamente; utilizarea dopurilor poroase și a celorlalte accesorii de foarte bună calitate, deoarece ar limita numărul reparațiilor la fundul oalei și, în consecință, numărul răcirilor complete.

— Micșorarea la maximum a cantității de zgură deversată în oală o dată cu oțelul din agregatul primar de elaborare. Această zgură poate degrada căptușeala de dolomită legată direct deoarece este bogată în oxizi de Fe. Deoarece carbonul anihilează atacul acestor zgure este recomandabil, în cazul cînd eliminarea zgurei nu este posibilă, să se utilizeze impregnarea cu carbon (grafit) a cărămizilor legate direct.

— Utilizarea capacelor căptușite atît la preîncălzirea oalelor, cît și în timpul tratamentului și al turnării (în special la turnarea continuă). Această măsură este necesară pentru a preîntîmpina scăderea temperaturii după turnare, sub limita de distrugere a căptușelii prin șoc termic, ducînd la economii de energie și la menținerea temperaturii optime la turnare pe o perioadă mai lungă de timp.

— Soluții optime constructive care să împartă căptușeala oalei în zone în funcție de solicitări, utilizînd pentru fiecare zonă produsul adecvat. Se recomandă utilizarea în spatele căptușelii de uzură a unui strat de 30 — 40 mm din masă dolomitică legată chimic, care să preia dilatările, în special cele ale cărămizilor legate direct care altfel s-ar putea fisura. De asemenea, este necesară o bună izolare a oalei, la manta, cu cărămizi ușoare sau semiușoare, iar peste izolație, ca strat de siguranță și durată, se fixează cărămizi dense superaluminoase (în zona zgurei cărămizi magneziocromitice). Din punct de vedere al formatului cărămizilor utilizate se recomandă utilizarea formatului semiuniversal care limitează penetrările de metal putînd fi folosită la o gamă largă de diametre, micșorînd în același timp numărul necesar al formatului. Modul de punere în operă optim pentru aceste formate este cel al înzidirii în spirală, care oferă avantajul unor înzidiri și demolări rapide.

Un mare avantaj este prețul mic al căptușelii dolomitice, chiar dacă produsele din sintere simultane dolomito-magneziene îmbogățite cu ZrO_2 legate direct, utilizate în zona zgurei, sînt cu ~ 50% mai scumpe decît cele legate

Tabelul 3

Performanțele căptușelilor dolomitice la agregatele VAD—VOD [1]

Țara	Capacitatea	Zidăria			Numărul de șarje
		fund	pereți	zona zgurei	
R.F.G	60 t	dol.LD	dol.LD	mag.LG	50—55
Anglia	130 t	dol.LD	dol.LD	dol.LD	30
Franța	105 t	80% Al_2O_3	dol.LG	dol.LD(I)	30—35
Spania	100 t	dol.LD(I)	dol.LD(I)	dol.LD(I)	30
Italia	60 t	dol.LG	dol.LG	dol.LD(I)	45
Suedia	60 t	dol.LD	dol.LD	dol.LD	45
Danemarca	120 t	dol.LG	dol.LG	dol.LG	30—35
Ungaria	80 t	dol.LG	dol.LG	dol.LG	26
S.U.A	70 t	dol.LG	dol.LG	dol.LG	35

Obs. : LD = legată direct ; LG = legată cu gurdon ; LD(I) = legată direct impregnată ; dol. = dolomită ; mag. = magnezită

cu gudron (luate ca etalon), iar cele legate chimic, utilizate în restul căptușelii, cu ~ 30 %. Costul total al unei astfel de căptușeli este net inferior costului căptușelilor din produse sofisticate magnezitice și magneziocromitice și inferior costului căptușelilor superaluminoase, la acestea adăugîndu-se și avantajul eliminării importului.

Dolomita, datorită căldurii specifice mari, se comportă ca un rezervor de căldură care asigură o variație de temperatură mică la turnare, ceea ce este un mare avantaj, în special în cazul turnării continue și în cel al turnării de lungă durată a unor anumite calități de oțeluri, care necesită păstrarea temperaturii de turnare într-o anumită bandă, peste temperatura liniei lichidus (fig. 3). De

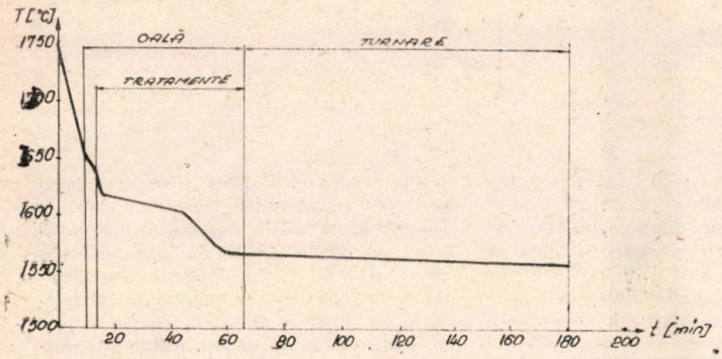


Fig. 3. Temperatura oțelului într-o oală de tratament căptușită cu produse dolomitice

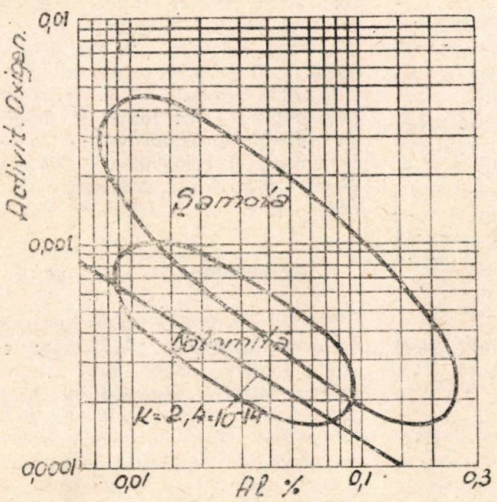


Fig. 4. Activitatea oxigenului pentru diverse produse refractare

asemenea, această caracteristică determină micșorarea timpului de utilizare a arcului electric (VAD) sau al lăncii de oxigen (VOD), cu condiția preîncălzirii corecte a oalei, ducînd deci la economii de energie și materiale, precum și la o sporire a durabilității căptușelii, prin micșorarea uzurii.

Din punct de vedere tehnologic apar și alte avantaje datorate compoziției chimice a dolomitei :

— Componentul CaO din căptușeala dolomitică creează un efect de desulfurare a oțelului, care se observă în special atunci cînd acesta trebuie să aibă procente extrem de mici de S, putîndu-se obține 0,001 % [3].

Acest efect permite micșorarea consumului specific de pulberi injectate pentru desulfurare.

— Pentru cuptoarele electrice cu arc la care materia primă de bază este fierul vechi, desulfurarea este mult mai ușor de făcut în oală decît în cuptor, eficiența desulfurării depinzînd nu numai de bazicitatea zgurei ci și de nivelul activității oxigenului. În cazul căptușelilor superaluminoase, eficiența desulfurării poate fi inhibată de potențialul mare de oxigen. Căptușelile dolomitice care conțin pînă la 1 % SiO_2 sînt mult mai stabile termodinamic decît cele superaluminoase și chiar magneziocromitice (fig. 4). Nivelul redus al activității oxigenului din căptușelile dolomitice permite producerea oțelurilor aliate care au mare afinitate pentru oxigen.

Căptușelile dolomitice nu creează probleme la calmarea oțelurilor cu Al, datorită procentului mic de SiO_2. În cazul căptușelilor superaluminoase, SiO_2 reacționează cu Al introdus dînd incluziuni de Al_2O_3 și o eficiență redusă a calmării, reacția continuînd și după tratamentul cu Ca pentru controlul incluziunilor. Deoarece Ca precipită, aceste noi incluziuni provoacă probleme la turnare [3] putînd afecta puritatea lingoului (incluziuni exogene).

Un alt avantaj al căptușelilor dolomitice este acela că nu provoacă mărirea procentului de Cr în oțelurile care necesită acest procent extrem de mic, ceea ce nu se întîmplă la căptușelile magneziocromitice datorită uzurii rapide a cărămizilor [3]. De asemenea, în oțelurile aliate cu Ti se realizează, comparativ cu căptușelile magneziocromitice, o îmbunătățire cu 10 % a alierii.

Concluzii

Dezvoltarea tehnologiilor de tratament al oțelului în oală s-a făcut în același timp cu perfecționarea produselor refractare destinate lor. Atît pe plan mondial, cît și în România, pentru oalele de tratament s-au impus căptușelile bazice. Dintre aceste produse, cele dolomitice s-au dovedit a fi soluția optimă pentru aceste agregate, fiind mult mai ieftine decît căptușelile tradiționale magneziocromitice sofisticate (cu spineli simultani, legate direct, impregnate cu grafit etc.) și avantajoase din punct de vedere al tehnologiei oțelului.

În România, care deține bogate zăcăminte de dolomită de foarte bună calitate, apare necesitatea eliminării importului,

a micșorării consumurilor specifice de materiale și energie, recomandîndu-se asimilarea produselor dolomitice.

Noile produse dolomitice apărute pe plan mondial, cum ar fi : cărămizile legate chimic care elimină noxele produse la arderea cărămizilor legate cu gudron, precum și cărămizile din sintere simultane dolomitomagneziene îmbogățite cu ZrO_2 legate direct, impregnate sau nu cu C, trebuie cercetate aplicativ în condițiile specifice oțelăriilor românești, oala de tratament fiind singurul criteriu care va confirma necesitatea asimilării lor.

BIBLIOGRAFIE

[1] Searle, A. B. *Refractory Materials — Their manufacture and uses.* Londra, 1953.

[2] Chesters, J. H. *Refractories for iron and steelmaking.* Londra, 1974.

[3] Stradtman, J. ș. a. *Basic linings in casting treatment ladles.* În : The Journal of the Inst. of Refr. Eng., Anglia, nr. 8, 1987.

[4] Stradtman, J. ș.a. *Recent developments of dolomite refractories for aplication in the steelmaking process.* În : The Journal of the Inst. of Refr. Eng., Anglia, nr. 2, 1988.

[5] Krieger, W. și Knauder, J. *Objectives and possibilities in the field of secondary metallurgy.* În : Radex Rundschau, Austria, nr. 3, 1987.

[6] Deică, N. *Utilizarea rațională a produselor refractare.* București, Ed. Tehnică, 1982.

[7] Deică, N. *Tehnologia produselor refractare.* București, Ed. Tehnică, 1959 .

[8] Grabner, B., Höffgen, H. *Application and wear of porous plugs in sexondary metallurgy.* În ; Radex Rundschau, Austria, 1985.

REVISTA REVISTELOR

Revue de Métallurgie — C.I.T., Franța, 1989, nr. 3

Aparate de măsură pentru liniile de aglomerare, p. 207. Funcționarea unui furnal cu insuflare de oxigen, p. 217— O nouă mașină de turnare continuă a țaglelor pentru obținerea unor oțeluri de calitate superioară, p. 229.—Defectele de suprafață la laminorul la cald, p. 237. — Linia de decapare de la uzina Charleroi, p. 245.— Tabla subțire sandviș — procedee de fabricație și performanțe, p. 253.—Punerea la punct a unei noi generații de bare (grinzi) Jumbo cu limită de elasticitate ridicată și cu tenacitate ridicată, avînd o sudabilitate bună, p. 262.

I.S.I.J. International, Japonia, nr. 3, 1989

(Număr special consacrat proprietăților materialelor moderne)

Aliaje și faze intermetalice. Microanaliză cu dispersie cu raze X cu energie pentru microscopul electronic analitic, p. 179,— Structuriale zonei Lane de ordin mai mare la difracția cu fascicul convergent de electroni și determinările parametrilor locali ai matricei din fazele α și α_2 ale aliajului Cu—20 % (at) Al.

Aliaje amorfe și oxizisuperconductori. Caracterizarea structurală a materialelor necristaline prin metoda de dispersie anormală a razelor X, p. 198— Creșterea cristalelor materialelor superconductoare cu valoare ridicată a temperaturii critice din sistemul Bi—Sn—Ca—Cu—O, p. 209—. Caracterizarea superconductorilor din oxid de Cu cu ajutorul difractometriei cu raze X și al absorbției cu raze X, p. 213.

Materiale pentru echipamente electronice. Caracterizarea straturilor poroase din siliciu cu ajutorul difractometriei cu raze X a cristalelor duble, p. 223.— Relația dintre microstructură și coeficientul de temperatură pozitivă al rezistivității la materialele ceramice $PbTiO_3—TiO_2$, p. 229

Materiale ceramice. Caracterizarea microstructurală a materialelor ceramice din oxizi, pulverizate cu plasmă, p.234— Estimarea tenacității la rupere și comportarea materialelor ceramice de tip Y—TZP reprezentată prin curba R, p. 240.

Suprafață și interfață. Caracterizarea segregației la suprafață și oxidarea selectivă a manganului din aliajul Fe—30Mn—9Al cu ajutorul spectrometriei de masă cu electroni și ioni Auger, p. 246 — Microscopia electronică analitică de mare rezoluție la interfața legată cu $Si_3N_4—Ni$, p. 253.

Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 11, 1988

Progrese recente în fabricarea oțelului de rulmenți în Japonia, p. 893 — Sistem de prevedere pentru scăderea cantității de căldură din furnal, p. 900 — Dinamica fluxului de materiale granulare dintr-un siloz de încărcare de la furnale, p. 907 — Analiza bidimensională a procesului de distribuție a încărcăturii la gura furnalului, p. 916 — O metodă pentru determinarea distribuției temperaturii în regim staționar în căptușeala creuzetului furnalului, prin măsurarea temperaturii în anumite puncte, p. 926 — Un studiu analitic privind fluxul subsonic al amestecului de gaz-particule din ajutaj, p. 930 — Factori care afectează apariția zonei echiaxiale în agitarea electromagnetică, p. 939 — Reprezentarea echilibrului fosforului și vanadiului între metalul lichid și zgurele complexe de la elaborarea oțelului, p. 945 — Analiza prin fluorescență cu raze X a acoperirilor din aliaje depuse electrolitic pe oțel cu emisii din seriile K și L, p. 952 — Forjarea izotermă a aliajului Waspaloy în aer utilizînd o matriță dintr-un nou material, p. 958 — Influența elementelor de aliere asupra proprietăților mecanice și magnetice ale oțelului inoxidabil austenitic Cr—Ni, la temperaturi criogenice, p. 965 — Limita de curgere a materialului Nb_3Sn și bronz cu adaos de titan, p. 973.

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 6, 1989

Tendințele de dezvoltare ale fabricării cocsului bucăți, p. 171 — Aspecte privind alegerea unui procedeu optim pentru tratarea magneziului, la fabricarea fontei cu grafit nodular, p. 174— GISAROB 500 — un nou produs al construcțiilor de mașini de turnare din R.D.G., p. 181 — Îmbunătățirea calității și creșterea economiei de materiale prin îmbunătățirea continuă a standardului TGL 8110, p. 184 — Comportarea la șoc termic a formelor și miezurilor obținute prin procedee diferite, p. 190 — Contribuție la problemele calității și utilizării soluțiilor de sticlă solubilă ca liant de material de formare, p. 192.

Ing. P. Nicolae, ing. Ruxandra Ene
și ing. V. Stana
ICEM

Aspecte privind caracteristicile tehnologice ale unor amestecuri de pulberi „gata de presare" din sistemul WC—Co

CZ : —492.2

Dintre materialele care se produc în mod exclusiv prin tehnologii specifice metalurgiei pulberilor, un loc important îl ocupă aliajele dure sinterizate pe bază de compuși greu fuzibili din sistemul WC—Co, destinate fabricației de plăcuțe așchietoare, filiere și matrițe pentru deformarea la rece și la cald a metalelor, inserții pentru armarea sapelor de foraj etc.

Tendințele de dezvoltare pe plan mondial sînt legate atît de modernizarea și îmbunătățirea tehnologiilor de obținere a aliajelor dure (presare automată a unor repere cu geometrii complexe, presare izostatică la rece și la cald, sinterizare în vid etc.), cît și de diversificarea gamei de materii prime — amestecuri de pulberi „gata de presare" cu proprietăți fizico-chimice bine precizate, destinate obținerii unor materiale sinterizate de calitate.

Avînd în vedere necesarul de produse din aliaje dure sinterizate, s-a impus studierea folosirii ca liant de presare a parafinei, în vederea obținerii unor amestecuri „gata de presare" cu proprietăți îmbunătățite. Parafina poate fi folosită cu rezultate bune deoarece :

— nu participă la procesele termochimice din timpul tratamentelor de eliminare a liantului de presare și presinterizare și deci nu modifică bilanțul de carbon ;

— este o hidrocarbură ușor volatilă care se elimină total, fără reziduuri, condensînd controlat în instalația de deparafinare ;

— prin utilizarea corectă a procedeului de uscare prin pulverizare se obțin proprietăți fizico-mecanice corespunzătoare ale amestecurilor de pulberi destinate presării pe prese automate.

Metoda și rezultatele experimentale

În vederea studierii caracteristicilor tehnologice ale unor noi amestecuri de pulberi din sistemul WC—Co, au fost testate cinci sorturi.

S-au efectuat următoarele determinări : analiza chimică ; aspectul pulberii — observat la microscopul electronic scanning ; analiza granulometrică ; viteza de curgere ; densitatea liber vărsată ; determinarea mărimii medii a particulei de pulbere (diametru Fisher).

Pentru determinările fizico-mecanice au fost realizate atît epruvete tip A 35 × 5 × 5 mm, cît și epruvete cilindrice Ø 10 × 10 mm. Epruvetele au fost realizate la presiunea optimă rezultată din analiza curbelor de compresibilitate.

Sinterizarea s-a studiat în două variante tehnologice :

— deparafinare și presinterizare în hidrogen sau argon, urmate de sinterizare în vid ;

— deparafinare — presinterizare și sinterizare în ciclu integrat ; primul stadiu de deparafinare s-a realizat în atmosferă de argon, iar presinterizarea și sinterizarea în vid.

În prima variantă, deparafinarea și presinterizarea s-au efectuat într-un cuptor cu atmosferă de protecție (hidrogen sau argon). Sinterizarea epruvetelor deparafinate și presinterizate s-a efectuat într-un cuptor Balzers IOV16.

A doua variantă de sinterizare s-a realizat într-un cuptor Balzers IOV16 cu ciclu integrat.

Proprietățile fizico-mecanice obținute în ambele variante au fost asemănătoare.

Rezultatele experimentate sînt prezentate în tabelele 1 și 2.

Interpretarea rezultatelor obținute

Analiza chimică corespunde valorilor din literatura de specialitate la amestecurile de pulberi AC4, AC5, AC6. Amestecurile de pulberi AC7, AC8 au un conținut mai scăzut de Co.

Analizînd condițiile de presare, amestecurile de pulberi din sorturile AC4, AC5, AC6, AC8 au prezentat proprietăți de curgere bune, reproductibile. Aceste pulberi sînt bine granulate (fig. 1).

Dar, spre deosebire de acestea, amestecul de pulberi gata de presare AC7 a avut proprietăți de curgere necorespunzătoare.

Pulberea este parțial granulată și prezintă printre granulele sferice o masă de pulbere foarte fină care se aglomerează parțial sau aderă la suprafața granulelor (fenomen specific de „satelitizare").

În cazul amestecului de pulberi AC7, analiza granulometrică pe site a dus la rezultate eronate. Parafina modifică proprietățile superficiale ale pulberii prin crearea unor aglomerări datorate creșterii forțelor de atracție dintre particulele micronice negranulate.

La presarea propriu-zisă a pulberilor în matriță s-au observat alte aspecte caracteristice.

Amestecul de pulberi gata de presare AC4 nu se presează la presiuni mai mari de 1000 daN/cm^2, probele prezentînd fisuri superficiale macroscopice. Acest fenomen se datorează dis-

Tabelul 1

Caracteristicile fizico-chimice ale amestecurilor de pulberi gata de presar: AC4, AC5, AC6, AC7, AC8

Sortul	Compoziția chimică, %					Diametrul Fisher, μm	Liantul de presare (parafină), %	Densitatea aparentă, g/cm³	Viteza de curgere, s/50 g	Analiza granulometrică
	C total	C liber	Co	Fe	W					
AC4	5,9	0,23	11,22	0,03	rest	1,88	2,12	2,92	5,5	95,9% > 63 μm 99,4% < 250 μm
AC5	5,8	0,23	15,1	0,19	rest	1,66	2,3	2,66	6,5	99,8% > 63 μm 96,7% < 250 μm
AC6	5,3	0,16	21,36	0,08	rest	1,8	2,43	2,8	5,9	99,9% > 63 μm 98% < 250 μm
AC7	5,5	0,11	22,65	0,09	rest	1,9	2,32	2,59	—	—
AC8	4,95	0,31	28,64	0,09	rest	3,02	2,19	2,74	6	99,4% > 63 μm 99% < 250 μm

Tabelul 2

Caracteristicile fizico-mecanice ale materialelor sinterizate

Sortul	Condiții de presare P, daN/cm²	Condiții de sinterizare		Încercările fizico-mecanice			
		atm.	°C	γ, g/cm³	σi, daN/cm²	duritatea *HV*50	forța coercitivă Oersted
AC4	1000	vid	1410	14,17	165	1300	162
AC5	1600	vid	1320	14,00	240	1170	93
AC6	1600	vid	1300	13,41	170	1190	115
AC7	1600	vid	1280	13,24	225	840	71
AC8	1500	vid	1280	12,71	190	750	60

tribuției neuniforme a liantului de presare, caracterizată prin prezența unor microaglomerări de parafină solidă.

Probele realizate din amestecuri de pulberi „gata de presare" AC7, la presiuni specifice mai mari de 1600 daN/cm², au prezentat fisuri superficiale macroscopice datorate atît granulării necorespunzătoare, cît și distribuției neuniforme a liantului de presare.

La amestecurile de pulberi „gata de presare" AC8 s-a observat același defect de omogenizare: prezența unor microaglomerări de parafină solidă, care au limitat presiunea specifică la 1500 daN/cm².

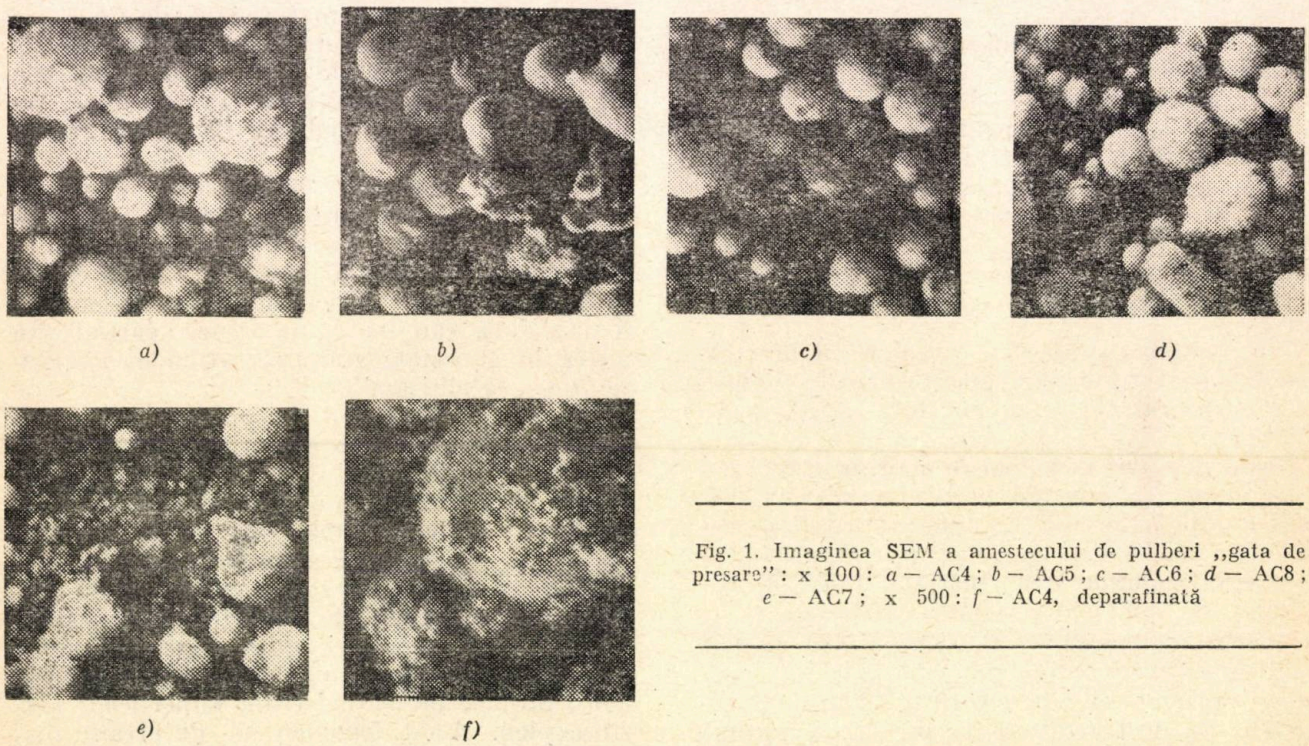


Fig. 1. Imaginea SEM a amestecului de pulberi „gata de presare": x 100: *a* — AC4; *b* — AC5; *c* — AC6; *d* — AC8; *e* — AC7; x 500: *f* — AC4, deparafinată

Amestecurile de pulberi „gata de presare" AC5, AC6 au prezentat o comportare bună la testele de compresibilitate, epruvetele neprezentînd defecte superficiale.

Probele realizate din amestecurile studiate AC4, AC5, AC6, AC7 și AC8 au avut o comportare bună în toate variantele de deparafinare-presinterizare și sinterizare în vid, în ciclu simplu sau integrat.

Rezultatele încercărilor fizico-mecanice sînt comparabile cu valorile prezentate în literatura de specialitate, mai puțin rezistente la încovoiere pentru amestecurile de pulberi AC4, AC6 și AC8.

Explicația acestui fapt reiese din analiza metalografică a porozității și microstructurii, care scoate în evidență de fapt existența unor defecte de „construcție" pentru pulberile analizate.

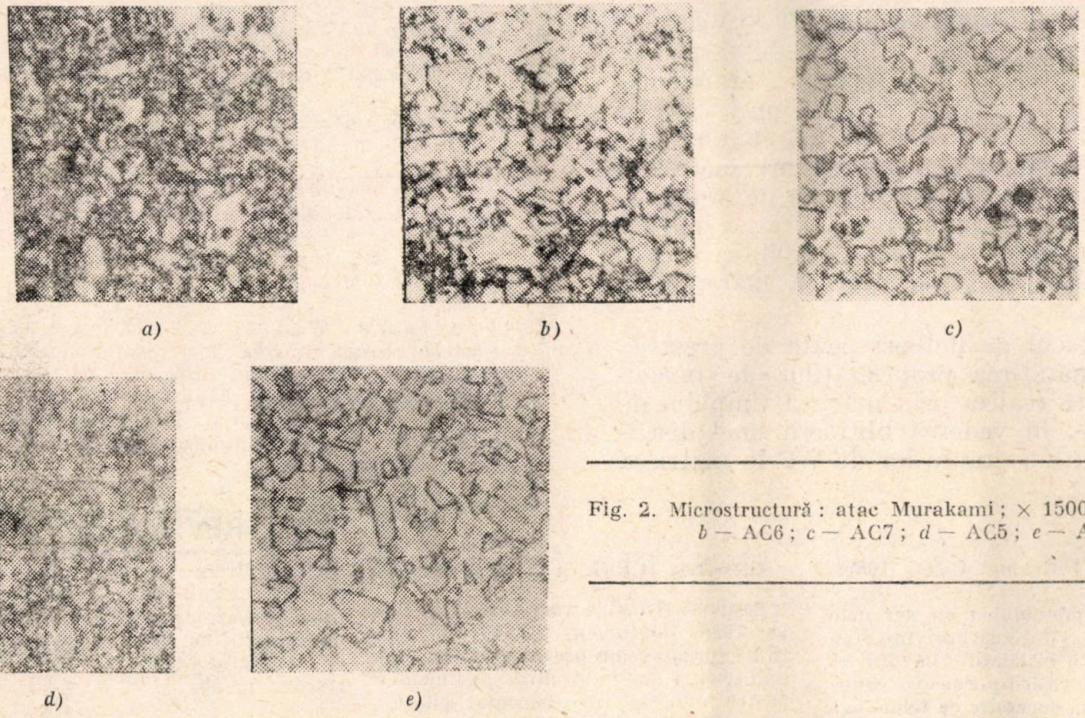
La analiza metalografică a probelor sinterizate AC4, se observă o granulație a WC predominant fină, precum și prezența unor grăunți grosolani de WC distribuiți aleator în structură (fig. 2, *e*).

—4 μm disipați într-o masă de grăunți foarte fini; aglomerări de Co.

Analizînd aspectul metalografic al microstructurii, obținută la sortul AC8 (fig. 2, *c*), se remarcă o distribuție neuniformă a grăunților de WC în masa de Co, care favorizează formarea lacurilor de Co. Granulația de WC este relativ uniformă.

Analiza metalografică a microstructurii pe probe sinterizate din amestecuri de pulberi AC5 (fig. 2, *d*) și AC7 (fig. 2, *e*) ilustrează o distribuție uniformă a grăunților de WC în matricea de Co, rezultînd faptul că pulberea de WC și pulberea de Co din aceste amestecuri sînt bine omogenizate și au o granulație bine dozată în jurul diametrului mediu Fisher.

Porozitatea este un factor care influențează direct rezistența la încovoiere. Porozitatea relativ mare observată la amestecurile de pulberi AC4 și AC6 (porozitate de tip AO2, BO2), confirmă observațiile anterioare. Apariția acestor pori este favorizată de distribuția neuniformă a Co și a carburii de wolfram.



a) *b)* *c)* *d)* *e)*

Fig. 2. Microstructură: atac Murakami; × 1500: *a* — AC4; *b* — AC6; *c* — AC7; *d* — AC5; *e* — AC7

În figura 2, *b* se prezintă structura metalografică a unei probe realizate din amestecul de pulberi AC6, care este caracteristică unor deficiențe de „construcție" pentru lotul analizat:

— neuniformități ale WC de la valori submicronice, la valori de ordinul a 3—4 μm;

— omogenizarea defectuoasă a pulberii de WC cu pulberi de Co: cca 1/8 din cîmpul analizat este ocupată de granule submicronice de WC cu o dispersie fină la limita grăunților; grăunți mari de WC cu dimensiunile de 3 —

Concluzii

Încercările efectuate au reliefat cîteva aspecte caracteristice privind procesarea unor amestecuri de pulberi din sistemul WC—Co.

Din punct de vedere al caracteristicilor de presare, amestecurile de pulberi „gata de presare" AC4, AC5, AC6 și AC8 sînt adecvate presării pe prese automate cu umplere volumetrică, spre deosebire de amestecul AC7, care nu a putut fi prelucrat datorită proprietăților de curgere necorespunzătoare. La acest sort

este necesară îmbunătățirea parametrilor operațiilor de liere cu parafină și atomizare (uscare prin pulverizare), în vederea obținerii unor amestecuri de pulberi cu proprietăți reproductibile.

Sorturile AC4 și AC8 trebuie îmbunătățite în ceea ce privește distribuția liantului de presare în masa de pulberi.

La amestecurile de pulberi „gata de presare" AC4, AC6 și AC8, trebuie reluată „construcția" pulberii, în funcție de destinația propusă.

Amestecul de pulberi „gata de presare" AC4 trebuie elaborat în două variante :

— cu granulația fină sau foarte fină a WC (diametrul mediu Fisher de cca 1,5 μm) ;

— cu granulația mai mare a WC (diametrul mediu Fisher de 3—4 μm).

La amestecul de pulbere „gata de presare" AC6, se vor urmări următoarele aspecte :

— o granulație controlată a WC, prin cunoașterea structuriii granulometrice a pulberii după reducere și eventual măcinare, care să fie corelată cu valoarea diametrului mediu Fisher (valoare globală cumulativă, puțin sensibilă la variațiile dimensionale ale pulberii în domeniul 1—3 μm) ;

— „dimensionarea" structurii granulometrice a pulberii de WC în jurul unei valori a diametrului mediu Fisher de 2,5—3 μm, prin condiționare mecanică (omogenizare, măcinare) a mai multor loturi de pulbere de wolfram.

— mărirea timpului de omogenizare a pulberii de WC cu pulberea de cobalt ; stabilirea acestui timp prin analiza structurală a materialului sinterizat.

La amestecul de pulberi „gata de presare" AC8, îmbunătățirea proprietăților de tenacitate se poate realiza prin mărirea timpului de omogenizare, în vederea obținerii unei distribuții adecvate a grăunților de WC în matricea de Co, precum și prin mărirea conținutului de cobalt, care trebuie adus la valoarea de cca 30%.

Amestecurile de pulberi „gata de presare AC5 și AC7 au o repartiție judicioasă a claselor granulometrice de WC, în jurul valorii medii date de diametrul mediu Fisher în matricea de Co și corespund domeniilor de utilizare propuse.

La amestecul de pulberi „gata de presare" AC4, porozitatea și implicit rezistența la încovoiere pot fi îmbunătățite printr-o omogenizare și o liere mai atentă.

La amestecul de pulberi AC7, proprietățile de tenacitate pot fi îmbunătățite prin creșterea conținutului de cobalt la 25% și prin menținerea condițiilor de obținere a amestecurilor de pulberi de WC și pulberi de Co, stabilite pentru șarja analizată.

BIBLIOGRAFIE

[1] Pärnama, E., Snell, P. O., Jonsson, H. *Processing parameters in the production of cemented carbides.* În : Powder Metallurgy International, Anglia, vol. 3, 1971, nr. 3, p. 131—134.

[2] Aronsson, Bertil, Paston, H. *Cobalt in cemented carbide.* În : Metal Powder Report, Anglia, 1986, p. 499—503.

[3] Dudrova, E., Kubelik, J. *Influence of sintering conditions upon the porosity and the strength of compacts.* În : Powder Metallurgy International, Anglia, vol. 3, 1971, nr. 4, p. 183—185.

[4] Walter, P., Grewe, H. *The dependence of coercive force upon microstructure in technical hard metal alloys.* În : Powder Metallurgy International, Anglia, vol. 3, 1971, nr. 2, p. 88—90.

[5] Petzow, G., Huppmann, W. *Flüssingphasensintern.* În : Z. f. Metallkunde, R.F.G., 1976, nr. 9, p. 577—588.

[6] Freytag, J., Walter, P., Eckart, Erner, H., *Charakterisierung der Bindephase von W—Co Hardmetallen über magnetisc he Eigenschaften.* În : Z.f. Metallkunde, R.F.G., 69, 1978, 48, p. 546—549.

[7] Amberg, B., Doxner, H. *Porosity incemented carbide.* În : Powder Metallurgy, International, Anglia nr. 1, 1977, p. 1—9.

REVISTA REVISTELOR

Giesserei, R.F.G., nr. 10/11, 1989

Concepția unui cubilou cu aer cald, modern, p. 328 — Încercări privind etanșarea cu nisip în instalațiile de formare, în vederea fabricării formelor crude, p. 336 — O nouă generație de tehnologie de formare prin impact, p. 342 — Posibilități și limite ale regenerării nisipurilor de turnătorie uzate, p. 350 — Analiza cheltuielilor pentru curățire, în domeniul pieselor grele turnate din fontă de turnătorie cu grafit lamelar (GG) și fontă de turnătorie cu grafit nodular (GGG) ca o primă etapă a măsurilor de reducere a cheltuielilor pentru curățire — Partea 1, p. 359 — Utilizarea conductelor termice la formele de turnare sub presiune, p. 366 — Sinteză bibliografică anuală asupra cuptoarelor de topire electrică (urmare 24), p. 366.

Giesserei, R.F.G., nr. 12, 1989

Sesiunea R.F.G. a turnării sub presiune, 1989, Böblingen, p. 389 — Competiția : turnarea sub presiune a aluminiului, 1989, p. 392 — Analiza cheltuielilor pentru curățire, în domeniul pieselor grele turnate din fontă de turnătorie cu grafit lamelar (GG) și fontă de turnătorie cu grafit nodular (GGG) ca o primă etapă a măsurilor de evitare a cheltuielilor de curățire. Partea a 2-a. Cauze și măsuri, p. 395 — Echipamentul, tehnologia de producție și oferta de produse a turnătoriilor din R.P. Ungară, p. 402 — Sinteză bibliografică anuală asupra fontei de turnătorie cu grafit nodular (urmare 26), p. 407.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 11, 1989

Vanadiul — consum și disponibilitate, p. 547 — Dezvoltări mai noi și tendințe de dezvoltare ale pieței de molibden p. 553 — Posibilități de utilizare a sistemelor bazate pe știință, în domeniul întreținerii, p. 561 — Reducerea uzurii la materialul vărsat, la pregătirea încărcăturii, p. 567.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 12, 1989

Măsurarea rugozității on—line, în domeniul tablei laminate la rece, p. 585 — Măsurarea rugozității în domeniul tablei subțiri laminate, p. 589 — Procedeul ρ pentru determinarea capacității de alungire și ambutisare adîncă, p. 595 — Influența tratamentelor termice asupra comportării elementelor de construcție : profile U ecruisate cu microcanaluri, p. 603 — Reducerea zgomotului în atelierele de presat, p. 609 — Captarea gazelor arse prin suprastructura instalațiilor de zincare prin cufundare, p. 57.

Contribuţii la studiul solubilităţii oxigenului în aliajele binare lichide

Dr. ing. L. Apa

CZ : 669.017.12

Dizolvarea oxigenului în metale şi în aliaje lichide, mărimile termodinamice şi chimice legate de aceasta prezintă o mare importanţă în studiul proceselor metalurgice. Procesul în cazul acestui gaz este mai complex decît pentru alte gaze (de exemplu hidrogen sau azot), deoarece peste anumite concentraţii de oxigen rezultă faze lichide nemiscibile. Această limită pentru fierul pur este de circa 0,006 fracţii molare (cca 0,3%) la T = 1 800 K. Similar se formează faze nemiscibile în prezenţa oxigenului, peste anumite limite la aliajele pe bază de cupru sau alte metale. De aceea, considerentele care urmează se referă numai la concentraţii mici de oxigen în metale (soluţii infinit diluate) care formează sisteme omogene.

Trecerea oxigenului din faza gazoasă în metalul lichid A :

$$\frac{1}{2}\{O_2\{ \rightleftarrows [O]_A \qquad (1)$$

este însoţită de modificarea entalpiei libere $\Delta G^0_{O(A)}$. În cazul unui aliaj binar A — B, modificarea entalpiei libere $\Delta G^0_{O(AB)}$ depinde de compoziţia aliajului şi este exprimată prin relaţia :

$$\Delta G^0_{O(AB)} = \Delta G^0_{O(A)} + RT \ln \frac{\gamma^0_{O(AB)}}{\gamma^0_{O(A)}} \qquad (2)$$

în care :

T reprezintă temperatura absolută;
R — constanta generală a gazelor ;
$\gamma^0_{O(A)}$ şi $\gamma^0_{O(AB)}$ — coeficienţii de activitate a oxigenului în metalul A, respectiv în aliajul A—B, în funcţie de compoziţia acestuia.

Cunoaşterea coeficientului de activitate este importantă nu numai pentru studiul reacţiei (1), ci şi pentru faptul că serveşte la calcularea activităţii a_0 a oxigenului în topiturile respective :

$$a_0 = \gamma^0_{O(AB)} \cdot N_0 \qquad (3)$$

mărime care intervine în majoritatea reacţiilor metalurgice (oxidări, reduceri). N_0 reprezintă concentraţia oxigenului în fracţii molare.

Literatura de specialitate este extrem de bogată în lucrări experimentale şi teoretice, referitoare la studiul variaţiei coeficientului de activitate $\gamma^0_{O(AB)}$ cu concentraţia. Lucrările experimentale se bazează pe examinarea echilibrului chimic dintre oxigenul din baie şi cel de deasupra băii în amestec cu alte gaze (H_2O + + H_2 sau $CO + CO_2$) sau pe metode electrochimice, urmărind măsurarea forţei electromotrice a unei pile pe bază de oxigen [1]—[4].

Studiile teoretice folosesc ca instrument de calcul termodinamica statistică aplicată unor modele cvasireticulare [5]—[8] în care oxigenul este amplasat interstiţial şi duc la formule de calcul foarte complicate, care conţin o serie de noi mărimi termodinamice ajutătoare.

Scopul acestei lucrări este găsirea unei metode teoretice simple, care să permită evaluarea aproximativă a variaţiei coeficientului de activitate $\gamma^0_{O(AB)}$ cu compoziţia aliajului binar, folosind ca date de bază următoarele mărimi cunoscute : coeficienţii de activitate ai oxigenului în metale pure şi parametrii de interacţiune aferenţi sistemelor respective.

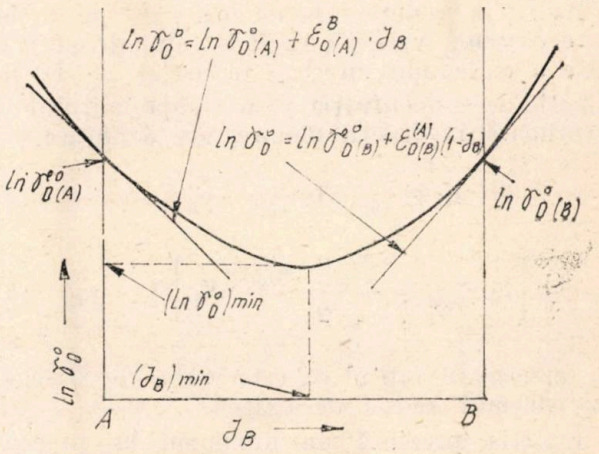


Fig. 1. Schiţă pentru determinarea funcţiei $\ln \gamma^0_O = f(y_B)$

Examinînd alura curbelor experimentale $\ln \gamma^0_{O(AB)} = f(Y_B)$ în care Y_B reprezintă concentraţia metalului B în aliajul A—B, s-a ajuns la concluzia că aceste curbe pot fi redate satisfăcător printr-o porţiune de parabolă (fig. 1) pentru întreg domeniul de concentraţie.

Deoarece această parabolă trebuie să treacă prin punctele :

$$Y_B = 0,\ \ln \gamma^0_{O(AB)} = \ln \gamma^0_{O(A)}$$

și

$$Y_B = 1, \quad \ln \gamma^0_{O(AB)} = \ln \gamma^0_{O(B)}$$

puncte în care curba admite ca tangente dreptele :

$$\ln \gamma^0_{O(AB)} = \ln \gamma^0_{O(A)} + \varepsilon^B_{O(A)} \cdot Y_B$$
$$\ln \gamma^0_{O(AB)} = \ln \gamma^0_{O(B)} + \varepsilon^A_{O(B)} (1 - Y_B) \quad (4)$$

se ajunge la stabilirea elementelor definitorii ale parabolei. În relațiile (4), $\varepsilon^B_{O(A)}$ și $\varepsilon^A_{O(B)}$ reprezintă parametrii de interacțiune de ordinul întîi pentru oxigen (după C. Wagner), considerînd metalul A și, respectiv, B ca element de bază.

Mersul detaliat al calculelor a fost arătat pentru cazuri similare (solubilitatea azotului și a hidrogenului în unele aliaje binare) în lucrările [9] și [10].

Trebuie să se țină seamă de faptul că între solubilitatea unui gaz χ_x în aliajul A—B și coeficientul său de activitate γ_x există relațiile :

$$\left|\frac{\partial \chi_x}{\partial y_B}\right|_{Y_B \to 0} = -\left|\frac{\partial \ln \gamma_x}{\partial y_B}\right|_{Y_B \to 0} = -\varepsilon^B_{x(A)}$$

și (5)

$$\left|\frac{\partial \chi_x}{\partial y_A}\right|_{Y_A \to 0} = -\left|\frac{\partial \ln \gamma_x}{\partial y_A}\right|_{Y_A \to 0} = -\varepsilon^A_{x(B)}$$

Avînd în vedere cele de mai sus, parabola care exprimă variația coeficientului de activitate a oxigenului $\ln \gamma^0_{O(AB)}$ în aliajul A—B, în funcție de concentrația y_B a componentului B exprimată în fracții molare, are ecuația :

$$\ln \gamma^0_{O(AB)} = \ln \gamma^0_{O(B)} \cdot y_B + \left[\ln \gamma^0_{O(A)} + \frac{\varepsilon^B_{O(A)} + \varepsilon^A_{O(B)}}{2} \cdot Y_B\right](1 - y_B) \quad (6)$$

Se precizează faptul că este vorba de sisteme cu conținut redus de oxigen.

Funcția prezintă un minimum la concentrația :

$$(y_B)_m = \frac{1}{2} + \frac{\ln[\gamma^0_{O(B)}/\gamma^0_{O(A)}]}{\varepsilon^B_{O(A)} + \varepsilon^A_{O(A)}} \quad (7)$$

Punctul minim corespunde unei situații reale numai în măsura în care concentrația corespunzătoare este cuprinsă între limitele $0 < (y_B)_m$ și < 1. În caz contrar, variația coeficientului de activitate este ilustrată de una din brațele parabolei, minimul fiind în afara limitei menționate.

Ecuațiile (4) introduc o condiție în plus pentru stabilirea elementelor parabolei, condiție care duce la o relație suplimentară între cei patru parametri ai ecuației (6) :

$$\ln \frac{\gamma^0_{O(B)}}{\gamma^0_{O(A)}} = \frac{\varepsilon^B_{O(A)} - \varepsilon^A_{O(B)}}{2} \quad (8)$$

Conform figurii 2, această relație se confirmă numai pentru unele sisteme, probabil ca urmare a inexactității mărimilor în cauză, și de aceea nu a fost luată în considerare în calculele care urmează.

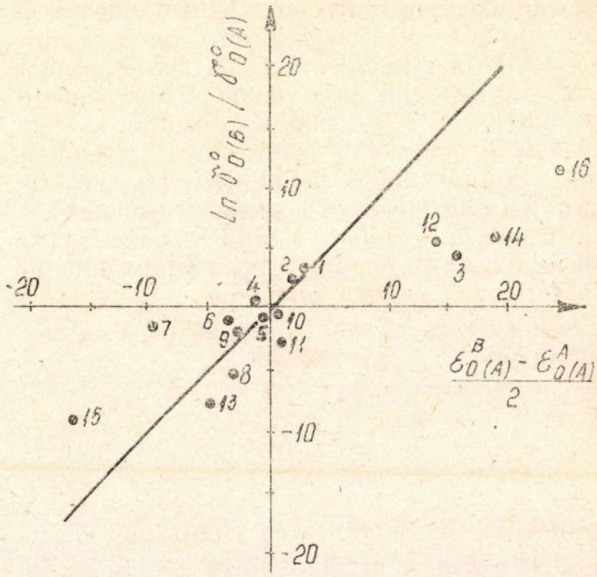


Fig. 2. Corelații între parametrii de interacțiune și coeficienții de activitate pentru oxigen : 1 — Fe—Ni ; 2 — Fe—Co ; 3 — Fe—Cu ; 4 — Fe—Sn ; 5 — Ni—Co ; 6 — Cu—Ni ; 7 — Cu—Co ; 8 — Cu—Sn ; 9 — Cu—Pb ; 10 — Cu—Bi ; 11 — Cu—Sb ; 12 — Cu—Ag ; 14 — Sn—Pb ; 15 — Ag—Pb ; 16 — Sn—Ag

Dintre cele patru mărimi care intervin în relațiile (6) și (7), coeficienții de activitate $\gamma^0_{O(A)}$ și $\gamma^0_{O(B)}$ ai oxigenului în metalul A și B sînt destul de bine cunoscuți, ca urmare a unei serii de cercetări experimentale [1]—[3], [5]. În cadrul actualelor cercetări, pe baza unor încercări succesive, se propune și o relație nouă, semiempirică :

$$\ln \gamma^0_{O(A)} = \frac{\Delta G^0_{O(A)}}{RT} + 4{,}635 \quad (9)$$

care dă rezultate destul de apropiate de cele experimentale.

În ceea ce privește parametrii de interacțiune $\varepsilon^B_{O(A)}$ și $\varepsilon^A_{O(B)}$, există în literatura de specialitate un număr însemnat de valori între care, însă, în unele cazuri, sînt diferențe foarte mari.

În tabelul 1 se arată relații pe baza cărora valoarea unor astfel de parametri poate fi calculată în funcție de temperatură [4].

Tabelul 1

Variația parametrilor de interacțiune cu temperatura [6]

$$\varepsilon_{0\,(A\text{ sau }B)}^{B\text{ (sau A)}} = \alpha + \frac{\beta}{T}$$

Sistemul A—B—O	$\varepsilon_{0(A)}^{B}$		$\varepsilon_{0(B)}^{A}$		Temperatura, K
	α	$\beta \cdot 10^4$	α	$\beta \cdot 10^4$	
Fe—Ni—O	— 9,5	+ 1,8	12,6	— 3,33	1 823—1 973
Fe—Co—O	— 8,35	1,9	— 5,90	0,54	1 823—1 973
Fe—Cu—O	— 2,5	—16	1840	—354	1 823—1 973
Fe—Sn—O	— 5,8	(— 3,6)	— 6,3	— 3,9	1 873
Ni—Co—O	— 1,2	(— 0,7)	0,12	(0,7)	1 873
Cu—Ni—O	— 3,3	— 0,80	8,39	— 1,6	1 473—1 873
Cu—Co—O	179	— 3,8	57,8	—10,8	1 473—1 873
Cu—Sn—O	3,65	— 0,46	— 3,51	0,84	1 373—1 473
Cu—Pb—O	27	— 5,0	— 5,1	0,19	1 023—1 373
Cu—Ag—O	— 5,54	0,63	22,9	— 9,65	1 373—1 778
Sn—Pb—O	1,4	0,09	115	—18,3	823—1 373
Ag—Pb—O	—36	—(20)	3,6	(2,2)	1 273

Tabelul 2

Comparații între parametrii de interacțiune după diverși autori

Sistemul A—B—O	Temperatura, K	După relația din tabelul 1 [8]		Alte resurse [1], [2] [3], [7]		După curba $\ln \gamma_0 - Y_B$		Valorile acceptate ca cele mai probabile	
		$\varepsilon_{0(A)}^{B}$	$\varepsilon_{0(B)}^{A}$	$\varepsilon_{0(A)}^{B}$	$\varepsilon_{0(B)}^{A}$	$\varepsilon_{0(A)}^{B}$	$\varepsilon_{0(B)}^{A}$	$\varepsilon_{0(A)}^{B}$	$\varepsilon_{0(B)}^{A}$
Fe—Ni—O	1 873	0,27	— 5,18	1,4	—5,42	0,3	—6,0	0,27	— 5,18
Fe—Co—O	1 873	1,64	— 3,017	—1,6...—1,0	—3,2...—4,1	1,45	—2,5	1,64	— 3,017
Fe—Cu—O	1 823	— 90,26	—101,85	—2,8...—3,5	—35...—88	—1,7...—3,0	—26...—58	— 3,0	—35,0
Fe—Sn—O	1 873	— 25,02	— 27,12	—5,8...—7,0	—	—5,0...—6,6	—	— 6,6	— 8,8
Ni—Co—O	1 873	— 4,94	3,86	—0,93	0,46	—1,18	+0,2	— 0,93	0,46
Cu—Ni—O	1 823	— 7,69	— 0,39	—	—	—7,8	—1,0	— 7,69	— 0,39
Cu—Co—O	1 823	— 29,44	— 1,44	—	—	—20,6	—1,66	—20,6	— 1,5
Cu—Sn—O	1 473	0,3	2,608	—3,4	3,0	—1,0...—20	—3,0...—4,3	— 3,4	+ 3,0
Cu—Pb—O	1 373	— 9,42	— 3,72	—	—	—7,4...—8,2	—2,65...—3,5	— 8,2	— 2,65
Cu—Bi—O	1 473	— 7,052	— 6,782	—	—	—	—	— 7,05	— 6,78
Cu—Sb—O	1 373	1,785	— 0,633	—	—	—	—	1,785	— 0,633
Cu—Ag—O	1 473	— 1,26	— 42,61	—0,95	—30,0	—1,5...—2,5	—27—35	— 0,95	—30,0
Cu—In—O	1 373	2,293	— 1,837	—	—	—7,8	1,8	— 7,8	1,8
Sn—Pb—O	1 023	2,28	— 63,89	—	—	—2,3...—2,9	—35,2...—65	2,3	—35,2
Ag—Pb—O	1 273	—193,1	20,9	—	—	—28,8...—38,0	—2,9...—3,1	—29,0	3,0
Sn—Ag—O	1 473	—	—	4,1	—44,0	—	—	— 4,1	—44,0

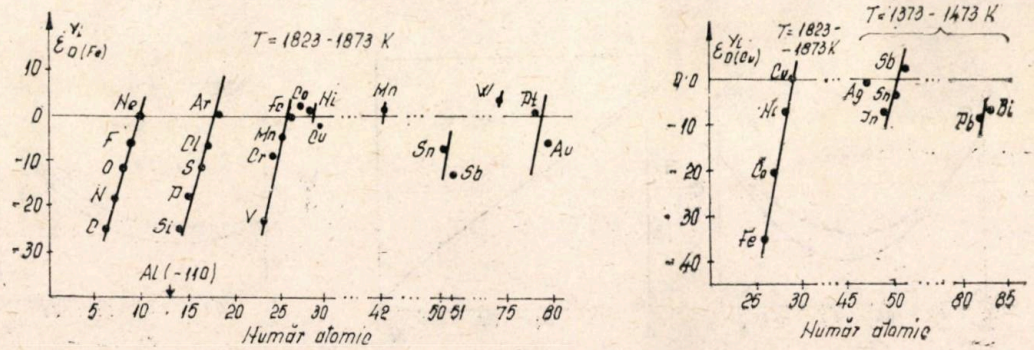


Fig. 3. Corelații între parametrii de interacțiune și numărul atomic

Comparînd aceste valori la temperaturile la care se face analiza, cu altele, comunicate de alţi cercetători [1]—[3], se constată diferenţe însemnate (tab. 2).

De exemplu, pentru $\varepsilon^{Cu}_{O(Fe)}$ valorile variază de la $-2{,}8$ la $-90{,}3$, pentru $\varepsilon^{Sn}_{O(Fe)}$ de la $-5{,}0$ la $-25{,}02$, iar pentru $\varepsilon^{Sn}_{O(Pb)}$ de la $-35{,}2$ la $-65{,}0$. Pentru orientare, s-a încercat evaluarea acestor parametri după înclinaţia curbelor experimentale în $\gamma^{0}_{O(AB)} - y_B$ în punctele $y_B = 0$ şi $y_B = 1$ (tab. 2, col. 7—8). De asemenea, pentru fier şi cupru ca metale de bază, s-a urmărit găsirea unor corelaţii între parametrii $\varepsilon^{B}_{O(Fe)}$ şi $\varepsilon^{B}_{O(Cu)}$, şi numărul atomic (fig. 3), care să ofere unele indicaţii asupra mărimii acestora. Valorilor parametrilor folosiţi în relaţia (6) sînt prezentate în tabelul 3.

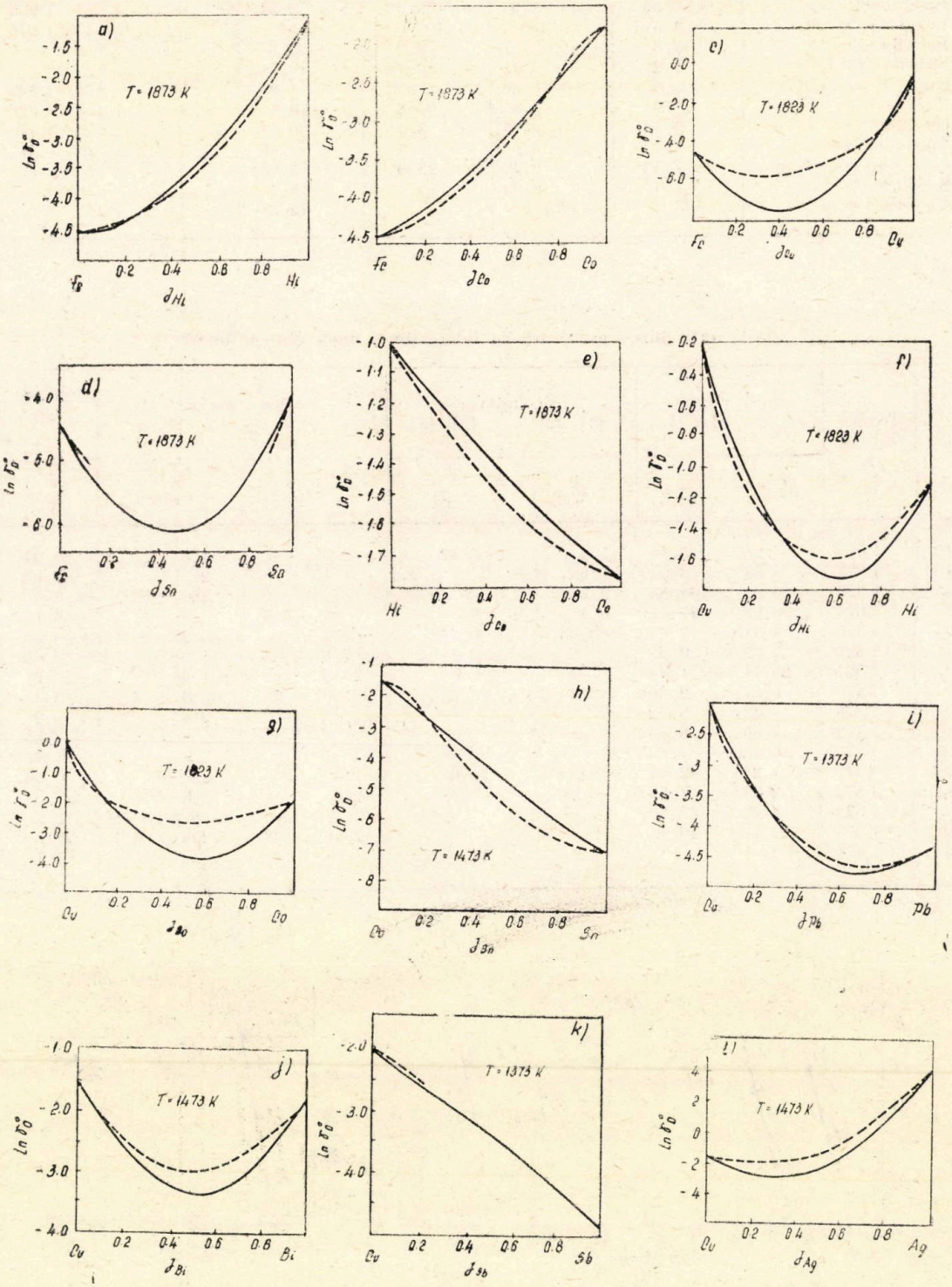


Fig. 4, *a—l*

Tabelul

Datele utilizate la calculul coeficientului de utilizare a oxigenului în aliaje binare (6)

Sistemul A—B—O	Temperatura, K	Parametrii de interacțiune		Entalpia ΔG_0°		Coeficientul de activitate		Valorile minime	
		$\varepsilon_{O(A)}^{B}$	$\varepsilon_{O(B)}^{A}$	J mol^{-1}					
				ΔG_0° (A)	ΔG_0° (B)	$\ln \gamma_0^\circ$ (A)	$\ln \gamma_0^\circ$ (B)	$(Y_B)_m$	$(\ln \gamma_0^\circ)_m$
Fe—Ni—O	1 873	0,27	— 5,18	—142578	— 87700	— 4,53	— 1,00	<0	—
Fe—Co—O	1 873	1,64	— 3,02	—142578	— 98960	— 4,53	— 1,75	<0	—
Fe—Cu—O	1 823	— 3,0	—3 5,0	—141859	— 73530	— 4,65	— 0,22	0,383	— 7,442
Fe—Sn—O	1 873	— 6,6	— 8,8	—142578	—134428	— 4,53	— 4,00	0,47	— 6,20
Ni—Co—O	1 873	— 0,93	0,46	— 87700	— 98960	— 1,00	— 1,75	>1	—
Cu—Ni—O	1 823	— 7,69	— 0,39	— 73530	— 87479	— 0,22	— 1,15	0,615	— 1,749
Cu—Co—O	1 823	—20,6	— 1,5	— 73570	— 98123	— 0,22	— 1,90	0,56	— 3,887
Cu—Sn—O	1 473	— 3,4	3,0	— 76048	—144687	— 1,56	— 7,20	>1	—
Cu—Pb—O	1 373	— 8,2	— 2,65	— 76768	—101667	— 2,10	— 4,27	0,7	— 4,757
Cu—Bi—O	1 473	— 7,05	— 6,78	— 76048	— 78099	— 1,56	— 1,75	0,52	— 3,385
Cu—Sb—O	1 373	1,785	— 0,633	— 76768	—109156	— 2,10	— 4,93	<0	—
Cu—Ag—O	1 473	— 0,95	—30,0	— 76048	— 6399	— 1,56	4,10	0,32	— 3,115
Cu—In—O	1 373	— 7,8	1,8	— 76768	—158595	— 2,10	—10,2	>1	—
Sn—Pb—O	1 023	2,3	—35,2	—156226	—105914	—13,74	— 7,82	0,325	—15,534
Ag—Pb—O	1 273	—29,0	3,0	— 7746	—102880	3,9	— 5,10	0,85	— 5,408
Sn—Ag—O	1 473	4,1	—44,0	—144687	— 6987	— 7,2	4,10	0,22	— 8,137

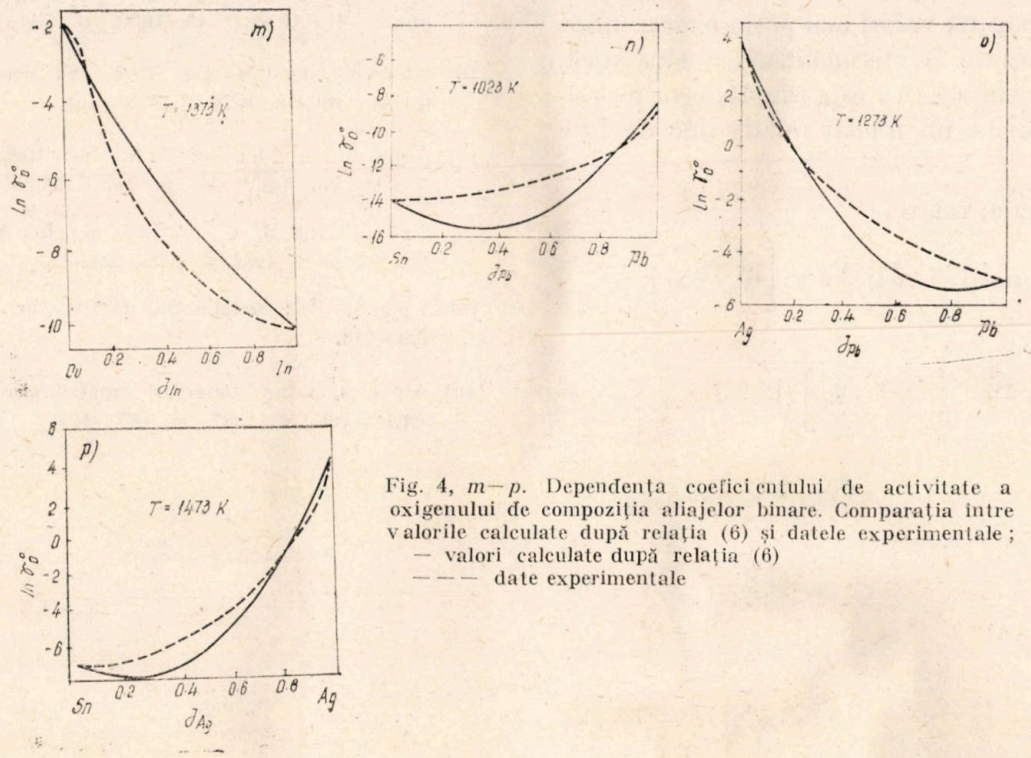


Fig. 4, *m*—*p*. Dependența coeficientului de activitate a oxigenului de compoziția aliajelor binare. Comparația între valorile calculate după relația (6) și datele experimentale;
— valori calculate după relația (6)
— — — date experimentale

Calculele au fost efectuate pentru un număr de 16 sisteme A—B—O foarte diferite, la temperaturile indicate în tabelul 3. Este de așteptat ca, aplicînd o relație unică pentru o diversitate așa de mare de aliaje (Fe—Cu, Fe—Co) cu o tendință pronunțată de a forma soluții nemiscibile, să apară diferențe între datele experimentale și cele rezultate din calcul.

În figura 4, *a*—*p* se compară coeficienții de activitate ai oxigenului calculați după relația (6) cu cei obținuți experimental conform literaturii de specialitate [1]—[5]. Pentru sistemele Fe—Ni—O, Fe—Co—O, Fe—Sn—O, Ni—Co—O, Cu—Ni—O, Cu—Sn—O, Cu—Pb—O, Cu—Bi—O, Cu—Ag—O și Cu—In—O valorile calculate și cele experimentale sînt identice

sau foarte apropiate (diferențe mai mici de $\pm 10\%$) pentru întregul domeniu de concentrații. Diferențe mai mari apar în cazul sistemelor Fe—Cu—O, Co—Cu—O, Cu—Ag—O, în special în jurul punctului minim, în sensul că minimele rezultate din calcul sînt mai accentuate decît cele stabilite experimental. Pentru sistemele Sn—Pb—O, Ag—Pb—O și Sn—Ag—O minimele evidențiate prin calcul nu și-au găsit o confirmare experimentală. De asemenea, trebuie arătat faptul că, în cazul sistemelor Cu—Sn—O și Cu—In—O, curbele experimentale prezintă puncte de inflexiune care nu pot fi evidențiate prin relația (6), parabola neavînd puncte de inflexiune.

Cu toate aceste diferențe, se poate afirma că metoda oferă o aproximație bună a coeficientului de activitate a oxigenului în aliaje binare. Astfel, din cele 16 sisteme studiate, pentru 11 s-au obținut rezultate satisfăcătoare pentru întregul domeniu de concentrații, iar pentru celelalte, aproximația este bună, cu excepția concentrațiilor din jurul punctului minim.

Deși metoda dă valori mai puțin exacte decît metodele bazate pe termodinamica statistică, are totuși avantajul că este simplă, ușor accesibilă, și necesită un număr relativ mic de date de bază.

În concluzie, relația:

$$\ln \gamma^{\circ}_{O(AB)} = \ln \gamma^{\circ}_{O(A)} \cdot Y_B + \left[\ln Y^{\circ}_{O(A)} + \right.$$

$$\left. + \frac{\varepsilon^{B}_{O(A)} + \varepsilon^{A}_{O(B)}}{2} \cdot Y_B \right] (1 - J_B)$$

oferă rezultate satisfăcătoare pentru evaluarea coeficienților de activitate a oxigenului $\gamma^{\circ}_{O(AB)}$ în aliajele binare lichide în majoritatea cazurilor studiate.

BIBLIOGRAFIE

[1] Schenck, H, Steinmetz, E. În: Archiv f.d. Eisenhüttenw, R.F.G., nr. 12, 1967, p. 871—873.

[2] Block, H. Stuwe, H. P. În: Zeitschrift Metallkunde, R.F.G., nr. 9, 1969, p. 709—712.

[3] Fischer, W. A., Ianke, D, Achermann, W. În: Archiv f.d. Eisenhüttenw, R.F.G., nr. 4, 1970, p. 361—367.

[4] Frohberg, M. G., Anik, S. În: Neue Hütte, R.D.G., nr. 9, 1986, p. 344—347.

[5] Bloch, H., Stuwe, H. P. În: Zeitschrift f. Metallkunde, R.F.G., nr. 10, 1969, p. 766—771.

[6] Chiang, T., Chang, Y. A. În: Metall. Transact, S.U.A., vol. 78, 1976, p. 453—467.

[7] Kue, S. H., Chang, Y. A., În: Metall. Transact., S.U.A., vol. 9B, 1978, p. 154—156.

[8] Frohberg, M. G., Anik, S. În: Neue Hütte, R.D.G., nr. 7, 1986, p. 255—258.

[9] Apa, L. În: Metallurgia, R.S.R., nr. 5, 1985, p. 208—213.

[10] Apa, L. În: Cercetări metalurgice. București ICEM, vol. 28—1987, p. 187—194.

Prof. dr. doc. ing. Fl. Oprea
şi ing. Anişoara Ciocan
Universitatea din Galaţi
ing. N. Ciocan
I.M.N. Galaţi

Parametrii termodinamici ai procesului de dizolvare a bariului la elaborarea feroaliajelor care conţin elemente active (III)

CZ : 669.168 : 669.15 – 198

Una din direcţiile actuale privind fabricarea feroaliajelor care conţin elemente active, pentru tratarea oţelurilor şi fontelor o constituie utilizarea bariului sub formă de aliaje complexe. Aceasta este fundamentată pe faptul că bariul se comportă ca modificator efectiv, ca element de aliere, de dezoxidare şi desulfurare [1], [2].

Fabricarea feroaliajelor care conţin bariu pune o serie de probleme legate, în primul rînd, de obţinerea unor conţinuturi constante în limitele dorite de concentraţie ale acestuia şi, în al doilea rînd, de securitate (toxicitate, pericol mare de explozie la prepararea sub formă granulară şi datorită interacţiunii lor cu umiditatea atmosferei).

Avîndu-se în vedere elementele componente ale aliajelor complexe care conţin bariu, utilizate la dezoxidare, desulfurare şi modificare în industria metalurgică, se propune analiza termodinamică a sistemelor Fe–Ba, Fe–Si–Ba şi Ba–Si.

Procesele de asimilare a bariului în aliaje sînt influenţate de tensiunea mare de vapori (fig. 1) şi de solubilitatea limitată în topitură.

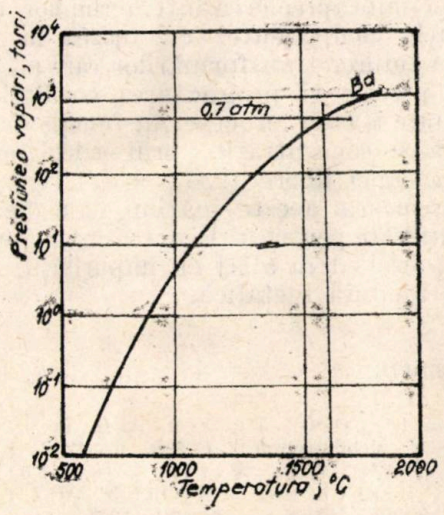


Fig. 1. Variaţia cu temperatura a tensiunii de vapori ai bariului

Pentru analiza termodinamică a proceselor de dizolvare a bariului în fierul lichid se consideră topitura Fe–Ba ca o soluţie infinit diluată. Luîndu-se în considerare şi transformările cristalografice ale bariului la încălzire, procesul de dizolvare este constituit din mai multe etape :

$$Ba_{(\alpha)} \rightarrow Ba_{(\beta)} \qquad (I)$$

$$Ba_{(\beta)} \rightarrow Ba_{(lichid)} \qquad (II)$$

$$Ba_{(lichid)} \rightarrow [Ba]_{x\%} \qquad (III)$$

În cazul specific al elaborării aliajelor, etapele I şi II pot fi reunite astfel :

$$Ba_{(solid)} \rightarrow Ba_{(lichid)} \qquad (I+II)$$

pentru care autorii [3], avînd în vedere şi transformările alotropice ale bariului, au determinat ecuaţia de variaţie cu temperatura constantei de echilibru a procesului de topire a bariului :

$$\lg k_{top} = -\frac{432,8}{T} + 0,455 + 1,137\ M_0 \qquad (1)$$

unde :

T este temperatura topiturii care conţine bariu ;

M_0 – o funcţie de temperatură care poate fi calculată din echilibrul reacţiilor.

Din ecuaţia (1) rezultă funcţiile calculate după mărimile termodinamice :

– variaţia entalpiei : $f(\Delta H_{top}) = -432,8$;

– variaţia entropiei : $f(\Delta S_{top}) = +0,455$;

– variaţia căldurii specifice : $f(\Delta C_{p_{top}}) = +1,137$

Pentru etapa a III-a a procesului de dizolvare a bariului în fierul lichid $Ba_{(lichid)} \rightarrow [Ba]_{x\%}$ (III) şi considerînd soluţia infinit diluată (conform lucrării [4], $\lg \gamma_{Ba} = 4,468$ la $T = 1873$ K), variaţia entalpiei de dizolvare a bariului va fi :

$\Delta H_{diz} = 4,575\ T \lg k\ \gamma_{Ba} = -38290$ cal/atom gram Ba (-35070 J/atom gram Ba).

De aici rezultă :

$f(\Delta H_{diz}) = -0,21858\ \Delta H_{diz} = -8369,4$ cal/atom gram Ba (-35078 J/atom gram Ba).

Variaţia entropiei de dizolvare a bariului, se determină din relaţia :

$$\Delta S_{diz} = -RTN_i = -4,575 \lg N_i \qquad (4)$$

unde N_i este fracţia molară a substanţei dizolvate i.

Pentru soluţiile infinit diluate:

$$N_i = x\, M_A/100\, M_B \qquad (5)$$

în care:

x este concentraţia elementului dizolvat;

M_A — masa atomică a elementului dizolvat;

M_B — masa atomică a elementului în care se dizolvă A.

Pentru soluţiile infinit diluate de bariu în fier:

$$N_{Ba} = 0{,}00407\ x \qquad (6)$$

$$\Delta S_{diz} = -4{,}575 \lg 0{,}00407\ x \qquad (7)$$

$$f(\Delta S_{diz}) = -\lg 0{,}00407\ x \qquad (8)$$

Pentru procesul global: $Ba_{(\alpha)} \rightarrow [Ba]_{x\%}$

$$f(\Delta H)_{[Ba]_{x\%}} = f(\Delta H_{top}) + f(\Delta H_{diz}) =$$

$$= -8801{,}2 \text{ cal/atom gram Ba}$$

$$(-36798 \text{ J/atom gram Ba});$$

$$f(\Delta S)_{[Ba]_{x\%}} = f(\Delta S_{top}) + f(\Delta S_{diz}) =$$

$$= f(\Delta s_{top}) - \lg N_{Ba}$$

Relaţia, în forma generală, pentru constanta de echilibru a procesului de topire a bariului în fier este următoarea:

$$\lg k_{Ba} = \frac{+ f(\Delta H)_{[Ba]_{x\%}}}{T} + f(\Delta S)_{[Ba[_{x\%}} + 1{,}137\ M_0 \qquad (9)$$

Datele obţinute concordă cu rezultatele experimentale determinate de F. Kohler şi S. D. Gromakov [5] (fig. 2).

Tabelul 1

Rezultatele măsurătorilor calorimetrice pentru entalpiile de amestecare

x_{Fe} Fracţii, at	$-\Delta H$, kJ/atom · gram Fe—Si—Ba la 1700 K	x_{Ba} Fracţii, at	$-\Delta H$, kJ/atom . gram Ba—Si la 1740 K
0	0	0	0
0,05	3,58±0,06	0,05	8,3±0,1
0,10	7,46±0,08	0,10	16,4±0,1
0,15	10,62±0,09	0,15	24,1±0,2
0,20	13,25±0,14	0,20	31,3±0,2
0,70	13,40±0,32	0,25	37,8±0,2
0,75	11,52±0,30	0,30	42,8±0,02
0,80	9,86±0,28	0,35	45,5±0,02
0,85	7,47±0,18	—	—
0,90	4,99±0,12	—	—
0,95	2,47±0,08	—	—
1,00	0	—	—

Pentru sistemele Fe—Si—Ba şi Ba—Si, autorii lucrării [6] au determinat entalpiile de amestecare prin măsurători calorimetrice. Rezultatele sînt prezentate în tabelul 1.

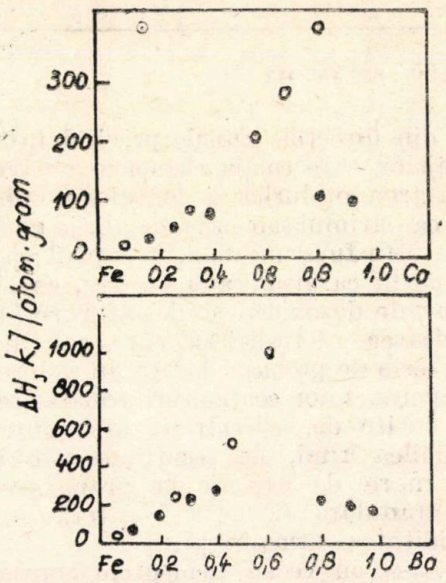


Fig. 2. Variaţiile entalpiei de formare a aliajelor Fe—Ca şi Fe—Ba: 0 — după KF. Kohler [5]; ● — după S. D. Gromakov [6]

Concluzii

Cunoaşterea parametrilor termodinamici ai procesului de formare a topiturilor care conţin bariu permite aprecierea interacţiunilor dintre elementele componente, cu luarea în considerare a tuturor transformărilor care au loc în sistem, precum şi prognozarea condiţiilor de desfăşurare a unor procese, în funcţie de temperatură şi concentraţie, prin calcularea variaţiei energiei libere ($\Delta G_t = -RT \lg k_p$).

De asemenea, aceste mărimi termodinamice pot fi utilizate pentru calcularea interacţiunilor bariului dizolvat în aliaj cu impurităţile dizolvate în topitura metalică.

BIBLIOGRAFIE

[1] Mihailov, O. G., Tiurin, A. G. În: Iz. V.U.Z. Ciornaia Metallurghiia, U.R.S.S., nr. 12, 1978.

[2] Povoloţki, V. D, Mizin, V. G., Dubrovin, A. S., Riabcikov, I. V. În: Iz. V.U.Z. Ciornaia Metallurghiia, U.R.S.S., nr. 10, 1982.

[3] Vladimirov, L. P. În: Iz. V.U.Z. Ciornaia Metallurghiia, U.R.S.S., nr. 9, 1983.

[4] Kulikov, F. *Raskislnie metallov*, Moscova, Metallurghiia, 1975.

[5] Kohler, F. În Monatsheite Chemie, R.F.G., nr. 4, 1960.

[6] Gromakov, S. D.: În: J. Fiz. Him., Anglia, vol. 30, 1956.

[7] Plemneva, E. D., Esin, Iu. O., Litovski, V. V., Demin, S. E. În: Iz. V.U.Z. Ciornaia Metalurghiia, U.R.S.S., nr. 8, 1985.

Dr. ing. V. Brabie, ing. G. Neagu,
ing. P. Toboc şi ing. C. Bălescu
Institutul Politehnic Bucureşti

Consideraţii privind termodinamica reacţiilor care au loc la tratarea prin injecţie a oţelurilor

CZ :621-785 :536.7

În lucrare se prezintă unele aspecte privind termodinamica proceselor de dezoxidare, desulfurare şi modificare a formei incluziunilor nemetalice la injecţia de pulberi reactive în baia metalică de oţel.

Dezoxidarea oţelurilor

După cum este cunoscut, procesul de dezoxidare poate fi descris pe baza constantei de echilibru pentru reacţia :

$$Me_xO_y = x\ [Me] + y\ [O] \qquad (1)$$

$$K = \frac{a^x_{[Me]} \cdot a^y_{[O]}}{a_{(Me_xO_y)}} \qquad (2)$$

Dacă se consideră că produsul de dezoxidare este oxidul pur Me_xO_y, deci $a_{Me_xO_y} = 1$, şi că activitatea componenţilor respectă legea lui Henry pentru soluţii infinit diluate, atunci constanta de echilibru se poate scrie :

$$K = a^x_{[Me]} \cdot a^y_{[O]} \qquad (3)$$

unde $a_i = f_i[\%\ i]$.

Coeficientul de activitate poate fi determinat în funcţie de compoziţia chimică pe baza parametrilor de interacţiune e^j_i :

$$e^j_i = \frac{d \log f_i}{d(\%\ j)}. \qquad (4)$$

În tabelul 1 se prezintă valorile constantei de dezoxidare K pentru majoritatea elementelor utilizate la dezoxidarea oţelurilor.

Pentru a exemplifica modul de utilizare a acestor constante de echilibru se consideră un oţel cu 0,2% Si în echilibru cu SiO_2 la temperatura de 1 600°C. Constanta de echilibru K_{Si} se obţine pe baza relaţiei (3) :

$$K_{Si} = a_{[Si]} \cdot a^2_{[O]} = 2{,}2 \cdot 10^{-5}$$

de unde rezultă (dacă se înlocuieşte activitatea cu concentraţia) :

$$[\%O] = 0{,}0104\% = 104\ \text{ppm}$$

Pe baza unor asemenea date s-a calculat solubilitatea oxigenului în oţel, în funcţie de diferite elemente de aliere (fig. 1).

Tabelul 1

Solubilitatea produşilor de dezoxidare în oţelul lichid

Constanta de echilibru, K	Intervalul de compoziţie	K la 1 600°C	log K
$[a_{Al}]^2\,[a_o]^4$	< 1 ppm Al	$1{,}1 \times 10^{-15}$	$-\frac{71\,600}{T} + 23{,}28$
$[a_{Al}]^2\,[a_o]^3$	1 ppm Al	$4{,}3 \times 10^{-4}$	$-\frac{62\,780}{T} + 20{,}41$
$[a_B]^2\,[a_o]^3$	—	$1{,}3 \times 10^{-8}$	
$[a_C]\,[a_o]/p_{CO}$	> 0,02% C	$2{,}0 \times 10^{-3}$	$-\frac{1\,168}{T} - 2{,}07$
$[a_{Cr}]^2\,[a_o]^4$	< 3% Cr	$4{,}0 \times 10^{-6}$	$-\frac{51\,700}{T} + 21{,}70$
$[a_{Cr}]^2\,[a_o]^3$	> 3% Cr	$1{,}1 \times 10^{-4}$	$-\frac{40\,740}{T} + 17{,}78$
$[a_{Mn}]\,[a_o]$	> 1% Mn	$5{,}1 \times 10^{-3}$	$-\frac{14\,450}{T} + 6{,}43$
$[a_{Si}]\,[a_o]^2$	> 20 ppm Si	$2{,}2 \times 10^{-5}$	$-\frac{30\,410}{T} + 11{,}59$
$[a_{Ti}]^3\,[a_o]^5$	0,01 + + 0,25 % Ti	$7{,}9 \times 10^{-17}$	
$[a_V]^2\,[a_o]^4$	< 0,1% V	$8{,}3 \times 10^{-3}$	$-\frac{48\,060}{T} + 18{,}61$
$[a_V]^2\,[a_o]^3$	> 0,3% V	$3{,}5 \times 10^{-6}$	$-\frac{43\,200}{T} + 17{,}52$

Obs. : a_{Me} = % Me şi a_o = % O cînd % Me → O

Este necesar să se scoată în evidenţă diferenţa dintre oxigenul total, oxigenul dizolvat şi activitatea oxigenului (fig. 2). Oxigenul total reprezintă valoarea obţinută în urma analizelor chimice şi include atît oxigenul legat, cît şi pe cel dizolvat. Ca urmare, oxigenul total este mai mare decît oxigenul liber. De exemplu, oţelul care conţine 0,01% Al în echilibru cu Al_2O_3 va avea 10 ppm oxigen dizolvat, în timp ce oxigenul total poate fi cca 50 ppm. Activitatea oxigenului se foloseşte în calcule termodinamice şi ia în considerare oxigenul dizolvat :

$$a_{[O]} = f_{[O]}[\%\ O]$$

Pentru oţeluri carbon şi slab aliate, coeficientul de activitate f_o este aproape egal cu 1 şi, ca urmare, activitatea oxigenului şi oxigenul dizolvat sînt aproximativ egale.

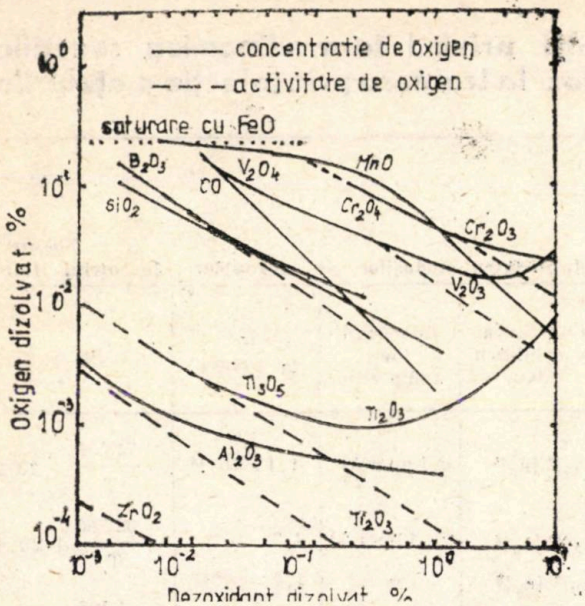


Fig. 1. Solubilitatea oxigenului în oţel, în funcţie de diferite elemente de aliere

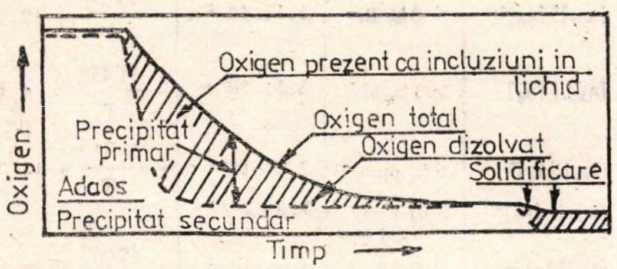


Fig. 2. Variaţia conţinutului de oxigen în oţel în timpul separării incluziunilor

Dezoxidarea complexă are loc atunci cînd se folosesc mai multe elemente dezoxidante şi produsul de dezoxidare este un oxid complex.

Dezoxidarea cu Si Mn. La utilizarea acestor elemente se obţin conţinuturi de oxigen dizolvat mai scăzute decît la folosirea unuia singur. Ca produs al reacţiei de dezoxidare se obţine un silicat de mangan lichid în care activitatea SiO_2 şi MnO este scăzută. Influenţa conţinuturilor de Mn şi Si asupra oxigenului dizolvat este prezentată în figura 3. De exemplu, în cazul unui oţel cu 0,2 % Si se obţine un conţinut de 105 ppm oxigen, în timp ce la adăugarea suplimentară a 1 % Mn conţinutul de oxigen scade la 75 ppm. Incluziunea formată este lichidă şi se poate elimina mai uşor.

Dezoxidarea cu Al — Ca (CaO). La folosirea aluminiului împreună cu Ca metalic sau CaO

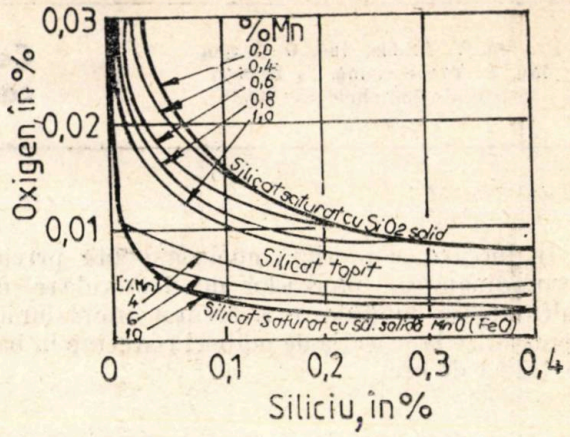


Fig. 3. Conţinutul de oxigen în echilibru cu diferite conţinuturi de Si şi Mn la 1 000°C

se formează un aluminat de calciu de tipul: Al_2O_3. Ca C; $CaO.2Al_2O_3$; 12 CaO. $7Al_2O_3$.

Ca rezultat al procesului de dezoxidare se doreşte obţinerea unor incluziuni de tipul 12 CaO. 7 Al_2O_3, care asigură conţinuturi scăzute de oxigen în oţel, în conformitate cu diagramele din figura 4. De exemplu, se poate demonstra

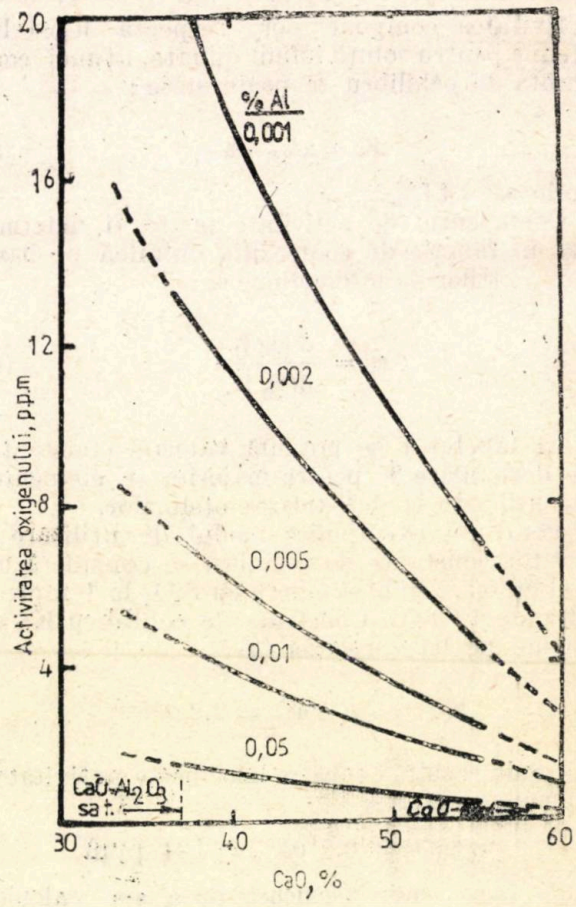


Fig. 4. Activitatea oxigenului în oţelul dezoxidat cu aluminiu, în echilibru cu o zgură $CaO-Al_2O_3$ la 1 600°C

faptul că pentru un conținut de 0,01% Al activitatea oxigenului este de 10 ppm, în timp ce prin utilizarea Al împreună cu CaO activitatea oxigenului este de 2 ppm.

Un alt avantaj al dezoxidării combinate Al — Ca (CaO) constă în obținerea unor incluziuni lichide care se elimină mult mai ușor și ca urmare are loc o creștere a fluidității oțelului.

Dezoxidarea cu Al—Si—Mn. Marea majoritate a oțelurilor supuse tratamentului prin injecție conține aluminiu, siliciu și mangan. În funcție de concentrația acestor elemente se obțin diferite tipuri de incluziuni nemetalice.

Produsele de dezoxidare, în cazul utilizării acestor elemente, sînt de tipul Al_2O_3, $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$, silicat de aluminiu topit, MnO. Al_2O_3 în funcție de raportul Al : Mn : Si din oțelul lichid (fig. 5). În figura 6 se prezintă activitatea oxigenului în funcție de conținutul de aluminiu și raportul Mn/Si la 1 550°C. Se poate constata faptul că, din cauza afinității foarte mari a aluminiului față de oxigen, el participă la dezoxidare chiar și la conținuturi foarte scăzute în baie. În acest fel se micșorează conținutul de oxigen la echilibru și se influențează compoziția incluziunilor.

Influența cea mai puternică asupra tipului de incluziuni o au aluminiul și siliciul. În oțelurile cu Si ≤ 1% și Mn = 1% dezoxidate cu Al, se obțin de regulă incluziuni formate din Al_2O_3 sau CaO. Al_2O_3.

Desulfurarea oțelurilor

Dezvoltarea rapidă a procesului de tratare prin injecție cu pulberi reactive este direct legată de necesitățile unor desulfurări avansate ale oțelurilor prin utilizarea Ca sau CaO.

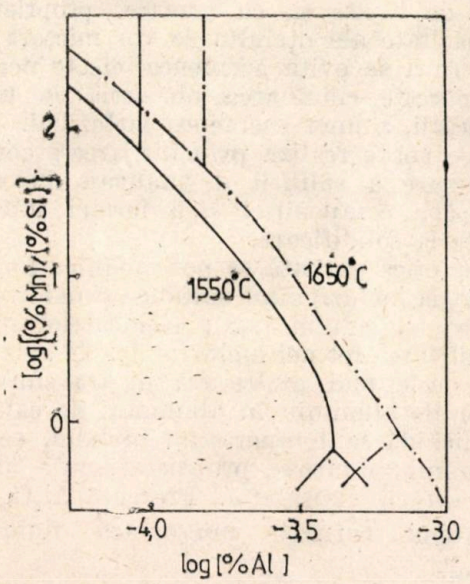


Fig. 5. Echilibrul Fe—Al—Si—Mn pentru un oțel cu Si + Mn = 1%

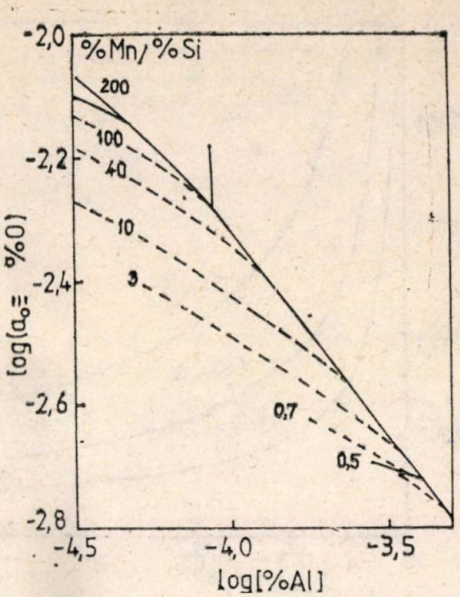


Fig. 6. Activitatea oxigenului la echilibru în cazul dezoxidării cu Al—Mn—Si

Reacția de desulfurare se poate scrie sub forma :

$$(CaO) + [S] = (CaS) + [O] \qquad (5)$$

cu constanta de echilibru :

$$K_{CaO} = \frac{a_{(CaS)} \cdot a_{[O]}}{a_{(CaO)} \cdot a_{[S]}}. \qquad (6)$$

Dacă se ia în calcule valoarea $K_{CaO} = 4 \cdot 10^{-2}$ și se consideră un oțel carbon care conține de regulă 50 ppm oxigen se obține pentru sulf un conținut de 0,1%S. Ca urmare, asemenea oțeluri nu pot fi desulfurate în condiții bune.

Din figura 7 rezultă că un oțel dezoxidat cu aluminiu (cu 0,05% Al dizolvat) și în echilibru cu o zgură formată din CaS și aluminat de calciu saturat cu CaO la 1600°C conține cca 0,002% S.

În figura 8 se prezintă distribuția sulfului în oțeluri dezoxidate cu Al la 1 500°C, respectiv 1 650°C. Se poate constata faptul că la 1 500°C, pentru un oțel care conține 0,05% Al în echilibru cu o zgură cu 50% CaO și 50% Al_2O_3, se obține un raport de distribuție de circa 500, în timp ce la 1 650°C acest raport este de 200.

Trebuie remarcat fapul că o dată cu creșterea temperaturii scade valoarea constantei de echilibru K_{CaO}, influențînd negativ procesul de desulfurare, dar, în același timp, are loc o intensificare a cineticii reacțiilor, ceea ce duce în final la o creștere a randamentului desulfurării.

Cercetările efectuate au scos în evidență faptul că zgura pentru desulfurare poate absorbi sulful

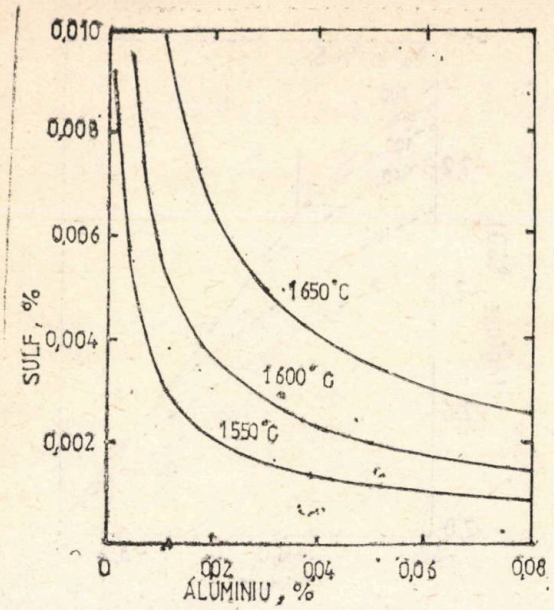


Fig. 7. Conținuturile de S și Al dintr-un oțel în echilibru cu CaS și aluminat de calciu saturat în CaO

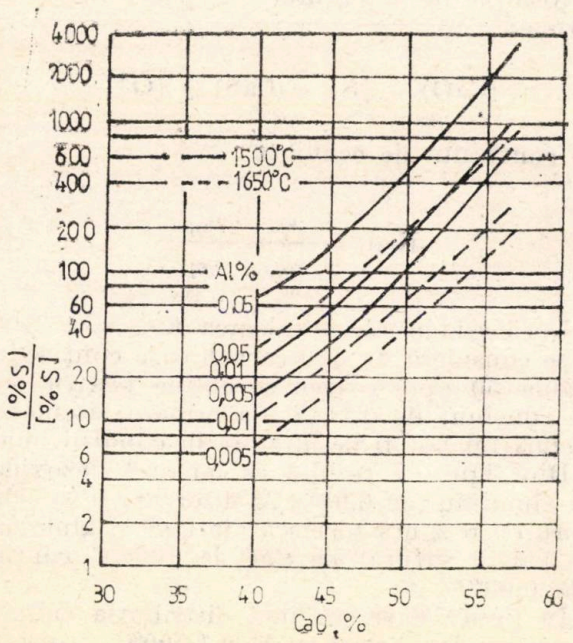


Fig. 8. Distribuția sulfului între zgură și oțel dezoxidat cu aluminiu în echilibru cu zgure din sistemul $CaO-Al_2O_3$

nainte ca sulfura de calciu să precipite, adică atunci cînd $a_{CaS} < 1$ și deci desulfurarea să fie avantajată.

Observații interesante se pot face și în ceea ce privește utilizarea magneziului ca agent desulfurant :

$$(MgO) + [S] = (MgS) + [O] \qquad (7)$$

$$K_{MgO} = \frac{a_{(MgS)} \cdot a_{[O]}}{a_{(MgO)} \cdot a_{[S]}} \qquad (8)$$

Constanta de echilibru K_{MgO} pentru reacția (7) este mai mică decît constanta de echilibru K_{CaO} pentru reacția (5), ceea ce înseamnă că desulfurarea cu magneziu se poate desfășura în condiții bune la potențiale de oxigen în baia metalică foarte scăzute. Această observație este în strînsă legătură cu rezultatele foarte bune obținute la desulfurarea fontei, unde potențialele de oxigen sînt cu mult mai scăzute comparativ cu cele ale oțelului lichid.

Pe bază de date termodinamice se poate arăta faptul că este posibil de obținut un conținut de sulf sub 10 ppm. Aceasta necesită însă un amestec intim între zgură și baie și impune eliminarea oricăror surse de reoxidare a oțelului.

Controlul formei incluziunilor sulfidice și oxidice

După cum se cunoaște, în condițiile unui oțel bine dezoxidat și ale unor conținuturi de mangan și sulf normale, la solidificare, ca urmare a solubilității mai scăzute în faza solidă a sulfului și manganului, se poate desfășura reacția :

$$[Mn] + [S] = (MnS) \qquad (9)$$

$$K_{MnS} = \frac{a_{(MnS)}}{a_{(Mn)} \cdot a_{[S]}} \qquad (10)$$

Pentru formarea sulfurii de mangan este necesar ca produsul :

$$(\%\ Mn)\ \ (\%\ S) \geqslant 2 \qquad (11)$$

Sulfura de mangan formată are un punct scăzut de topire și, ca urmare, proprietățile de tenacitate ale oțelului se vor micșora.

Pentru a se evita asemenea efecte negative se urmărește eliminarea obținerii, în timpul solidificării, a unor asemenea incluziuni. Acest lucru se poate realiza prin dirijarea procesului de formare a sulfurii de mangan, în sensul modificării compoziției și a formei sulfurilor formate la solidificare.

În practica curentă se pot modifica forma și morfologia incluziunilor sulfidice și oxidice prin utilizarea calculului sau a elementelor rare.

Modificarea formei incluziunilor de oxizi constă de cele mai multe ori în transformarea oxizilor de aluminiu în aluminați de calciu în stare lichidă la temperatura oțelului, ceea ce duce la îmbunătățirea proprietăților de turnare și a calității suprafeței. Prezența Al_2O_3 solid în timpul turnării micșorează fluiditatea oțelului.

Transformarea oxizilor de aluminiu în aluminați de calciu are loc atunci cînd conținutul

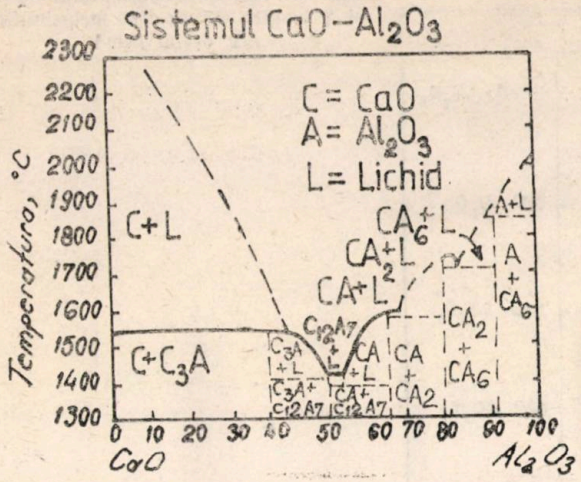


Fig. 9. Diagrama sistemului $CaO-Al_2O_3$

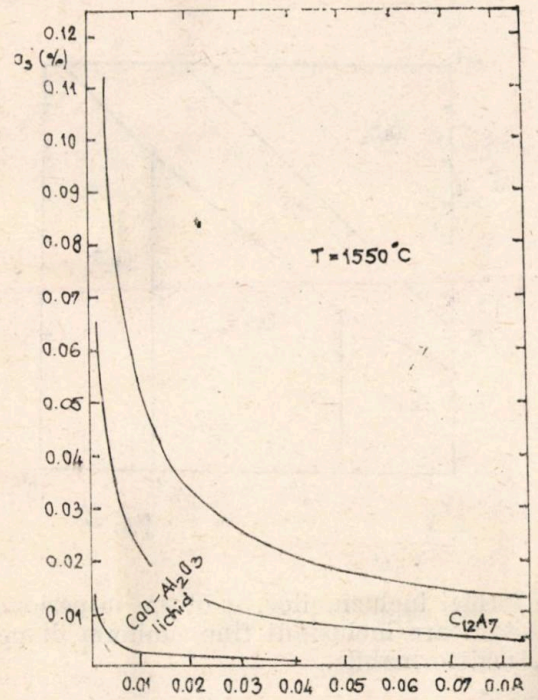


Fig. 10. Corelația dintre activitățile S și Al din oțelul lichid la 1 550°C și incluziunile de aluminat de calciu

de calciu în oțel este de cel puțin patru ori mai mare decît cel de oxigen. Punctul de topire a acestor incluziuni de aluminați de calciu este în funcție de raportul CaO/Al_2O_3, fiind totdeauna mai scăzut ca cel al incluziunilor de Al_2O_3. Din figura 9 se constată faptul că în partea dreaptă a diagramei $CaO-Al_2O_3$ se formează oxizi complecși $(CaO)_n . (Al_2O_3)_m$, care au punctul de topire sub cel al oțelului, iar în figura 10 se prezintă diagrama de echilibru pentru incluziunile de aluminat de calciu lichide la 1 550°C, în funcție de activitatea sulfului și a aluminiului din oțelul lichid. Acest tip de incluziuni nu influențează negativ fluiditatea oțelului.

În asemenea condiții, piesele turnate obținute vor fi mai compacte, cu proprietăți mecanice superioare celor din oțelurile netratate cu calciu. De asemenea, se micșorează sensibil raportul dintre microretasură și macroretasură, ducînd la o creștere însemnată a proprietăților la cald ale oțelului turnat.

O îmbunătățire a fluidității oțelului se obține atunci cînd raportul $Ca/Al > 0{,}1$. În turnătorii, creșterea fluidității, ca urmare a tratării oțelului lichid cu calciu, va influența puternic grosimea minimă de perete care poate fi turnată și va duce la creșterea indicelui de scoatere la piesele turnate.

În figura 11 se prezintă influența conținutului de calciu asupra compoziției incluziunilor formate pentru două conținuturi diferite de sulf.

Din figurile 10 și 11 se observă faptul că este necesar ca proporția oxidului de calciu în oxidul format să fie de peste 30% pentru ca acesta să aibă punctul de topire sub 1 600°C, ceea ce corespunde unui conținut de calciu $>$ $>$ 60 ppm pentru un oțel cu 0,005% S.

Capacitatea de desulfurare a aluminatului de calciu este dependentă de conținutul acestuia în CaO. Din figura 8 se observă că, în funcție de conținutul de CaO, se pot obține raporturi de repartiție (S)/[S] care pot varia în limite foarte largi.

Pe măsură ce oțelul se răcește, solubilitatea sulfului în incluziunea de aluminat se micșorează, formîndu-se sulfura de calciu, sulfură care se găsește ca un inel în jurul particulelor de aluminat de calciu (fig. 12).

Condițiile pentru formarea diferitelor tipuri de incluziuni CaS, CaO. Al_2O_3, $12CaO . 7Al_2O_3$ se pot analiza pe baza următoarelor reacții:

$$CaS + 4/3\ Al_2O_3 = (CaO.\ Al_2O_3) + \\ + [S] + 2/3\ [Al] \qquad (12)$$

$$12CaS + 11\ Al_2O_3 = Ca_{12}Al_{14}O_3 + \\ + 12\ [S] + 8\ [Al] \qquad (13)$$

Aceste tipuri de incluziuni au avantajul că sînt sferice și influențează mai puțin proprietățile de rezistență la oboseală.

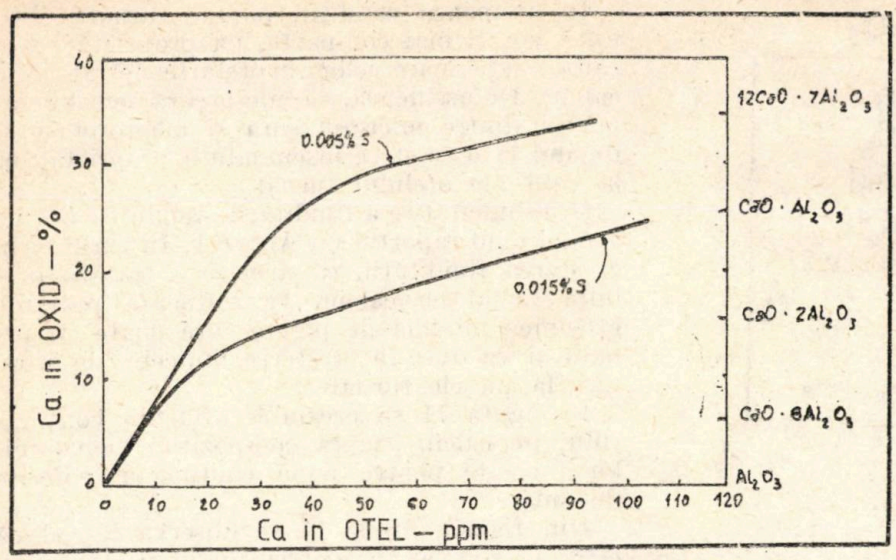
Adaosul de ceriu în oțel duce la formarea de oxizi, sulfuri sau oxisulfuri, conform cu reacțiile:

$$2[Ce] + 3[O] = (Ce_2O_3) \qquad (14)$$

$$x[Ce] + y[S] = (Ce_xS_y) \qquad (15)$$

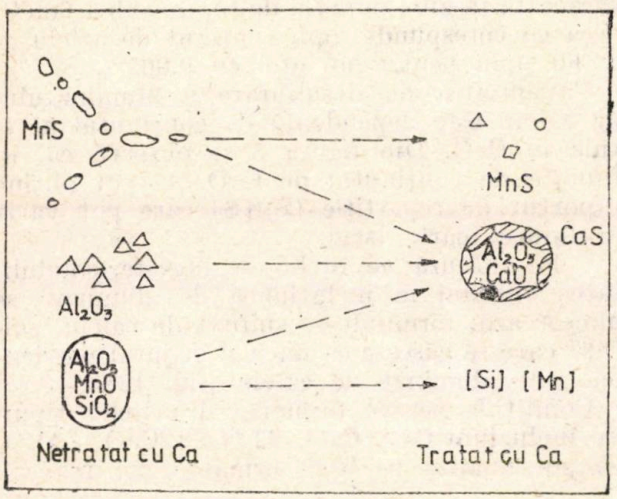
$$2[Ce] + 2[O] + [S] = (Ce_2O_2S) \qquad (16)$$

În figura 13 se prezintă echilibrul [O]—[S] și tipul de incluziune formată pentru un aliaj Fe—Ce la 1 627°C.

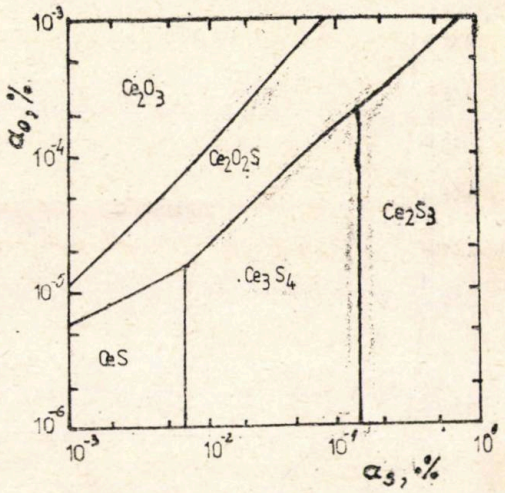


a)

Fig. 11. Influenţa conţinutului de Ca şi S asupra compoziţiei incluziunilor din oţelul lichid



b)



c)

Pe baza datelor experimentale s-a stabilit că :

$[\%\,Ce]^2[\%\,O]^2 = 9{,}4.\ 10^{-18}$ pentru formarea Ce_2O_3;

$[\%\,Ce]\,[\%\,S] = 1{,}2.\ 10^{-4}$ pentru formarea CeS;

$[\%\,Ce]^2[\%\,O]^2\,[\%\,S_0] = 4.10^{-16}$ pentru formarea Ce_2O_3S.

Ca urmare, se consideră că ceriul este unul dintre cei mai puternici agenţi dezoxidanţi şi desulfuranţi.

Din figura 11 se constată activităţi foarte scăzute ale oxigenului ca urmare a efectului puternic de dezoxidare a ceriului.

De exemplu, pentru 0,02% [Ce] se obţine în oţel 0,31 ppm oxigen. Aceasta avantajează puternic procesul de desulfurare creînd condiţii favorabile pentru obţinerea unor grade de desulfurare foarte ridicate.

La utilizarea corectă a ceriului ca agent dezoxidant şi desulfurant în vederea modificării formei incluziunilor, se obţin în perioada de solidificare incluziuni fine, uniform dispersate, nedeformabile.

BIBLIOGRAFIE

[1] Brabie, V., Toboc, P., Neagu, G. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 5, 1986.

[2] Brabie, V., Toboc, P., Neagu, G. Buletin I.P.B. Seria Metalurgie, 1984—1985.

[3] Farrel, J. W., Hilty, D.C. În: Iron and Steelmaker, Anglia, nr. 8, 1976.

[4] Faulring, G. M., Farrell, J. W., Hilty, D.C. În: Iron and Steelmaker, Anglia, nr. 2, 1980.

[5] Gruner, H. ş.a. În: Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 96, 1976.

[6] Holappa, L.E.K. În: International Metals Review, Anglia, 27, 2, 1982.

[7] Holappa, L.E.K., Ylönen, H. — 5-th International Iron and Steel Congress, Anglia, 6—9 aprilie 1986.

[8] Turkdogan, E.T. În: Arch. Eisenhüttenwest, R.F.G. 1983.

Prof. dr. ing. C. Pumnea
şi mat. Gabriela Grigoriu
Academia de Studii Economice

Verificarea caracteristicilor mecanice ale unor materiale metalice prin metode ale statisticii matematice

CZ : 621.9.042

Autorii îşi propun să stabilească intervalul de încredere pentru media caracteristicii „duritate" a unui reper turnat : cuţit de tăiat celofibră confecţionat din aliaj cu bază cobalt (stelit) cu următoarea compoziţie : 1,4—1,6%C ; 28—30 % Cr ; 8—9 % W şi 0,4—0,6% Nb, cu duritatea cuprinsă în limitele 48 — 52 *HRC*.

În acest scop, se extrage din lotul de repere o selecţie de 20 de probe. Măsurînd duritatea componentelor eşantionului, se obţin datele din tabelul 1.

Tabelul 1

Rezultatele obţinute în urma măsurării durităţii componentelor eşantionului

Nr. eşantionului	Duritatea, *HRC*	Nr. eşantionului	Duritatea, *HRC*
1	49,2	11	49,3
2	53,2	12	48,7
3	49,2	13	48,3
4	50,2	14	49,2
5	53,8	15	48,5
6	48,7	16	49,4
7	55,3	17	52,2
8	52,2	18	50,6
9	52,0	19	50,8
10	52,0	20	52,2

În vederea stabilirii unui interval de încredere pentru duritatea medie va trebui, în prealabil, să se stabilească dacă caracteristica studiată urmează o repartiţie normală. Se va utiliza, în acest scop, *testul Lilliefors*.

Ipoteza nulă va fi :

H_0 : caracteristica X (duritatea) are o repartiţie normală, media şi dispersia nefiind specificate, cu alternativa H_1 ; caracteristica X nu are o repartiţie normală :

$$\bar{x} = \frac{1}{20}\sum_{i=1}^{20} x_i = 50{,}5$$

$$s = \sqrt{\frac{1}{19}\sum_{i=1}^{20}(x_i - \bar{x})^2} = 1{,}69$$

Din tabelele Lilliefors rezultă $D_{20;0,99} = 0{,}231$

Cum $D_{max} = 1{,}1922 < 0{,}231$ ipoteza normalităţii se acceptă.

După cum se ştie, intervalul de încredere pentru media m a unei colectivităţi normale, cînd dispersia este necunoscută, este următorul :

$$\bar{x} - t_c \cdot \frac{s}{\sqrt{n}},\ \bar{x} + t_c \cdot \frac{s}{\sqrt{n}}$$

Tabelul 2

Aplicarea testului Lilliefors pentru verificarea normalităţii

$x_{(i)}$	$x_{(i)} - \bar{x}$	$(x_{(i)} - \bar{x})^2$	$Z_{(i)} \frac{x_{(i)} - \bar{x}}{s}$	$F_0(Z_{(i)})$	$Fn(Z_{(i)})$	$D = \lvert F_0(Z_{(i)}) - Fn(Z_{(i)}) \rvert$
48,3	−2,2	4,84	−1,30	0,0968	0,05	0,0468
48,5	−2,0	4,00	−1,18	0,1190	0,10	0,019
48,7	−1,8	3,24	−1,06	0,1446	0,15	0,0054
48,7	−1,8	3,24	−1,06	0,1446	0,20	0,0554
49,2	−1,3	1,69	−0,77	0,2420	0,25	0,008
49,2	−1,3	1,69	−0,77	0,2420	0,30	0,058
49,2	−1,3	1,69	−0,77	0,2420	0,35	0,108
49,3	−1,2	1,44	−0,71	0,2389	0,40	0,1611
49,4	−1,1	1,21	−0,65	0,2578	0,45	0,1922
50,2	−0,3	0,09	−0,18	0,4285	0,50	0,0714
50,3	−0,2	0,04	−0,12	0,4522	0,55	0,0978
50,6	0,1	0,01	0,06	0,5239	0,60	0,0761
50,8	0,3	0,09	0,18	0,5714	0,65	0,0786
52,0	1,5	2,25	0,89	0,8133	0,70	0,1133
52,0	1,5	2,25	0,89	0,8133	0,75	0,0633
52,2	1,7	2,89	1,01	0,8438	0,80	0,0438
52,2	1,7	2,89	1,01	0,8438	0,85	0,0062
52,2	1,7	2,89	1,01	0,8438	0,90	0,0562
53,2	2,7	7,29	1,60	0,9452	0,95	0,0048
53,8	3,3	10,89	1,95	0,9744	1,00	0,0256

unde :

$\bar{X}$ este media de selecție ; s — abaterea de selecție corectată ; n — volumul de selecție ; t_c se obține din tabelele legii Student pentru o probabilitate confidențială p și $n-1$ grade de libertate.

În cazul considerat $t_{19;0,995} = 2{,}8609$, iar intervalul de încredere pentru medie este : 49,42 ; 51,52.

Altfel spus, pentru întregul lot de repere din care a fost extras eșantionul considerat, duritatea medie este cuprinsă între 49,42 *HRC* și 51,58 *HRC*, adică se încadrează în limitele prescrise.

Evident, această metodologie se poate extinde și în cazul verificării altor caracteristici fizico-chimice, precum și a compoziției chimice a unor aliaje, avînd avantajul că, în loc să se verifice încadrarea în normele admise a întregului lot de repere fabricat, se verifică doar componentele unui eșantion.

BIBLIOGRAFIE

[1] Iliescu, D. V. și Vodă, V. Gh. *Statistică și toleranțe*. București, Ed. Tehnică, 1977.

[2] Pumnea, C. și Nica, M. *Cercetări privind structura metalografică a aliajelor pe bază de cobalt cu rezistențe înalte la uzură și la coroziune*. În : Metalurgia, R.S.R., 35, nr. 3, 1983, p. 172—179.

[3] Pumnea, C. și colab. *Procedeu de obținere a aliajelor înalt aliate pe bază de cobalt*. Brevet de invenție, R.S.R., nr. 75041.

[4] Pumnea, C. și colab. *Aliaj pe bază de cobalt și procedeu de obținere a acestuia*. Brevet R.S.R., nr. 75970

[5] Taloi, D. și colab. *Optimizarea proceselor metalurgice*. București, Ed. didactică și pedagogică, 1983.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 5, 1989

Intensificarea procesului de răcire a aglomeratului pe mașina de aglomerare alungită prin metoda suflării, p. 5 — — Particularitățile tehnologiei și rezervele economiei de combustibil la fabricarea aglomeratelor tratate cu fondanți, p. 10 — Conducerea repartizării compoziției granulometrice a porțiilor de încărcătură pe transportorul furnalelor, p. 13 — Reconstrucția mantalelor cauperelor, p. 17 — Noi elaborări tehnologice în producția de oțel de convertizor, p. 18 — Suflarea combinată a metalului cu alimentarea de gaze pe sus și prin fundul convertizorului, p. 20 — Elaborarea în convertizor a oțelurilor cu conținut scăzut de carbon, p. 23 — Tehnologia cu o cantitate mică de zgură la elaborarea în convertizor, p. 25 — Tehnologia de economisire a căldurii la elaborarea oțelului în sectorul convertizor-turnare, p.28 — Influența arderii varului asupra indicatorilor tehnico-economici ai elaborării oțelului în convertizor, p. 31 — Afinarea deșeurilor de aliaje rezistente la temperaturi înalte în procesul de elaboare cu curenți de inducție sub vid, p. 34 — Sudarea cu plasmă a capetelor de inventar la electrozii consumabili de la retopirea electrică sub vid, p. 35 — Mecanismul și modelul de reducere carbotermică a silicei la elaborarea siliciului, p. 36 — Tehnologia cu cantitate mică de deșeuri de laminare și finisare a tablelor groase, p. 41 — Sistemul de control al calității tablei de oțel pentru automobil pe laminorul de ecruisare, p. 44 — Studierea pe model a laminării necalibrate în grupa finisoare a cajelor de la laminorul de profile, p. 46 — Fabricarea laminatelor pentru armare din clasa A—1 pentru urechile de montaj, p. 48 — Utilizarea procedeului cu scîntei electrice de prelucrare a cilindrilor de laminor, p. 51 — Influența instabilității laminării pe bancurile de tras țevi la rece asupra preciziei țevilor, p. 55 — Mașini pentru îndreptarea cu precizie a țevilor, p. 58 — Eficiența utilizării utilajelor cu rotor la fabricarea elementelor de asamblare, p. 62 — Cercetarea calității șinelor din semifabricate turnate continuu, p. 64 — Deformarea la cald și formarea structurii în oțelurile silicioase electrotehnice p. 68 — Un nou regim termic de tratare a cilindrilor de laminor din oțel hipereutectoid, p. 72 — Producția de pulberi dispersate cu apă din oțel austentic rezistent la coroziune, p. 75 — Automatizarea proiectării fabricilor de îmbogățire și de peletizare, p. 82 — Linie tehnologică de proiectare a fabricării țevilor deformate la rece, p. 86 — Automatizarea proiectării complexului de mijloace tehnice ale sistemului automatizat de comandă a producției tehnologice, p. 88 — Perfecționarea tehnologiei de proiectare a sistemelor bazelor de date, p. 94 — Experiența automatizării elaborării fundamentării tehnico-economice, p. 95 — Cercetarea cineticii procesului de răcire a cilindrilor cu amestec de aer și apă în cazul tratamentului termic, p. 102 — Planificarea și evidența consumului de caldură la aglomerare, p. 106.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 5, 1989

Elaborarea oțelului în cuptoare cu plasmă cu creuzet ceramic, p. 161 — Experiența de exploatare cu utilizarea cărămizilor de spălare cu argon la cuptoarele cu plasmă și cuptoarele electrice cu arc, p. 164 — Aspecte privind distribuția sulfului între topiturile de fier, zgurele pe bază de $CaO-Al_2O_3$ și fazele gazoase, p. 168 — Utilizarea radioizotopilor în industria siderurgică a R.S.C., p. 173 — Influența elementelor de aliere și a impurităților asupra proprietăților de prelucrare și utilizare a oțelurilor crom-nichel austenitice anticorosive, în special a oțelului X8CrNiTi 18.10, p. 175 — Influența elementelor de aliere și impurităților asupra proprietăților de coroziune ale oțelurilor crom-nichel austenitice anticorosive, în special ale oțelului X8CrNiTi 18.10, p. 176 — Comportarea la precipitare a fierului și siliciului din aluminiul tehnic pur și efectele acestora asupra proprietăților de materiale, p. 177 — Influența nichelului și antimoniului asupra precipitării catodice a arsenului, la electroliza de decuprare, p. 181 — Încercări privind presiunea aburului, în sistemul $ZnCl_2-CuCl$, p. 185 — Rezervele de mercu și utilizarea acestuia p. 189 — O nouă serie de mașini pentru controlul rezistenței la presiune, p. 191.

Dr. ing. Maria Constantinescu Manea,
dr. ing. Teodora Badea şi
dr. ing. Maria Nicola
Institutul Politehnic Bucureşti

Comportarea la coroziune a oţelurilor inoxidabile

CZ : 669.14.018.8 : 620.193

Au fost efectuate studii experimentale privind comportarea la polarizarea anodică a oţelurilor inoxidabile Timonic şi W4300, în medii puternic alcaline şi acide, medii utilizate în industria electronică pentru prelucrarea plachetelor de siliciu.

Metode experimentale

Oţelurile studiate au compoziţia chimică prezentată în tabelul 1.

Tabelul 1

Compoziţia oţelurilor studiate

Elementele, %	Tipul oţelului	
	Timonic	W4300
Carbon	max. 0,1	max. 0,2
Mangan	max. 2,0	max. 2,0
Siliciu	max. 1,0	max. 1,0
Fosfor	0,045	—
Sulf	0,03	—
Crom	16,5—18,5	17—19
Nichel	10,5—13,5	8,0—10,0
Molibden	2,0—2,5	—
Titan	min. 0,5	—

Fiecare tip de material a fost testat şi în condiţiile în care pe el s-a aplicat un cordon de sudură realizată electric cu electrod de Cr—Ni la temperatura de 1 400°C.

În tabelul 2 sînt prezentate mediile de lucru în raport cu care s-au urmărit comportarea oţelurilor prezentate şi condiţiile de exploatare.

Tabelul 2

Mediile de lucru şi condiţiile de exploatare

Mediul	Concentraţia, %	Temperatura, °C
Hidroxid de potasiu	50	110
Acid azotic	70	85
Acid sulfuric	fumans	85
Acid fluorhidric	40	camerei

Studiile experimentale au fost efectuate pe baza curbelor de polarizaţie anodică, trasate în condiţii potenţiostatice. Determinările au fost realizate în condiţii staţionare, obţinute prin variarea potenţialului în trepte de 30 mV/5 minute. Potenţialul s-a măsurat în raport cu electrodul de calomel saturat (ECS).

Pentru toate mediile, mai puţin HF, s-a utilizat o celulă de sticlă compartimentată, separarea spaţiilor făcîndu-se cu ajutorul unei diafragme poroase de sticlă. Pentru studiile în HF s-a utilizat o celulă de teflon.

Electrodul de lucru, confecţionat din oţelurile testate, sub formă de plăcuţe cu dimensiunile : $40 \times 5 \times 2$ mm, a avut o suprafaţă de lucru delimitată la 2 cm^2. Fixarea lui în celulă s-a realizat cu ajutorul unui suport de teflon.

Contraelectrodul a fost confecţionat din acelaşi material cu electrodul de lucru, cu o suprafaţă de 4 cm^2.

Pentru a se realiza condiţiile practice de lucru, în mediile supuse studiului s-a introdus cîte o plăcuţă de siliciu cu suprafaţa de 4 cm^2, decapată în prealabil în amestec de acid sulfuric şi apă oxigenată, la temperatura camerei (compoziţia soluţiei : 360 cm^3 H_2SO_4 fumans + + 60 cm^3 H_2O_2 30%), în prezenţa căreia se produce accelerarea vitezei reacţiei.

Înainte de introducerea în celula de polarizare, electrodul de lucru a fost prelucrat prin degresare cu detergent neionic, prin spălare cu apă distilată, deionizată, prin decapare şi prin spălare finală cu apă distilată şi deionizată. Decaparea s-a efectuat într-o soluţie cu următoarea compoziţie : 10 cm^3 HNO_3 70% + + 2 cm^3 HF 49% + 22 cm^3 apă deionizată. Timpul de decapare a fost de cinci minute la temperatura camerei.

Rezultate experimentale

Teste în soluţie de hidroxid de potasiu. În soluţii de KOH 50% la temperatura de 110°C se remarcă o comportare asemănătoare pentru probele de oţel Timonic sudate şi nesudate (fig. 1 şi tab. 3).

Astfel, pornind de la potenţialul staţionar, curentul prezintă o creştere rapidă pînă la o valoare limită de circa 1,5 mA/cm^2, menţinută pe un domeniu de potenţiale de aproximativ 500 mV (— 200 mV la + 300 mV/ /ECS), după care se obţine o creştere bruscă a curentului, care corespunde degajării oxigenului, fenomen observat la anod în timpul experienţei.

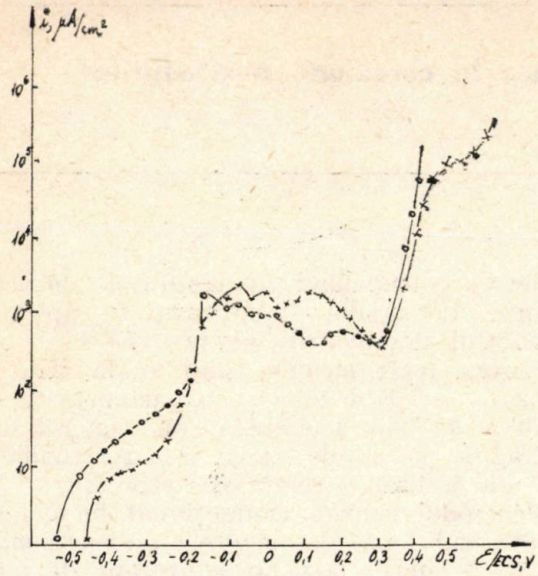


Fig. 1. Curbele de polarizaţie anodică pentru oţelul : *a* — — Timonic în soluţie KOH 50% la 110°C ; *b* — W4300 în soluţie KOH 50% la 110°C ; *x* — proba nesudată ; *o* — proba sudată

Tabelul 3

Parametrii cinetici la polarizarea anodică a oţelurilor inoxidabile în KOH 50% la 110°C

Oţelul	ε_s, mV/ ECS	i_{p_2}, mA/ cm²	$\Delta\varepsilon$, mV/ECS	ε_T, mV/ ECS
Timonic nesudat	−460	1,5	−150 la +320	320
Timonic sudat	−530	1,2	−170 la +320	320
W4300 nesudat	−520	1,2	−100 la +300	300
W4300 sudat	−570	1,0	−130 la +300	300

Obs. : ε_s este potenţialul staţionar ; i_{p_2} — curentul de pasivare ; $\Delta\varepsilon$ — domeniul de potenţiale corespunzător zonei „pasive" ; ε_T — potenţialul de transpasivare

Potenţialele staţionare sînt cuprinse între −460 şi +570 mV/ECS, probele cu sudură prezentînd un potenţial negativ cu circa 70 mV. Valorile negative ale potenţialelor staţionare arată faptul că materialul studiat este activ în mediu de KOH 50% la temperatura de 110°C.

Se observă faptul că polarizarea anodică nu induce pasivarea aliajului, ci numai o limitare a procesului de dizolvare (palierul de curent de pe curbe), pe un domeniu de potenţiale cuprins între −200 şi +300 mV/ECS.

O comportare similară cu diferenţe în sensul instabilităţii mai mari o are oţelul de tip W4300 (fig. 2 şi tab. 3).

După trasarea curbelor de polarizare, suprafeţele probelor sînt colorate în galben-brun sau brun, uşor lucioase, fapt care denotă formarea unei pelicule de produşi de dizolvare, care frînează dizolvarea intensă a metalului.

Teste în soluţie de HNO_3 70%. În soluţie de HNO_3 70% la 85°C pentru toate probele se porneşte de la potenţiale staţionare de 750— —850 mV, curentul crescînd rapid şi atingînd o valoare foarte mare (de peste 100 mA/cm²), după care se obţine o oarecare limitare a acestuia (fig. 3).

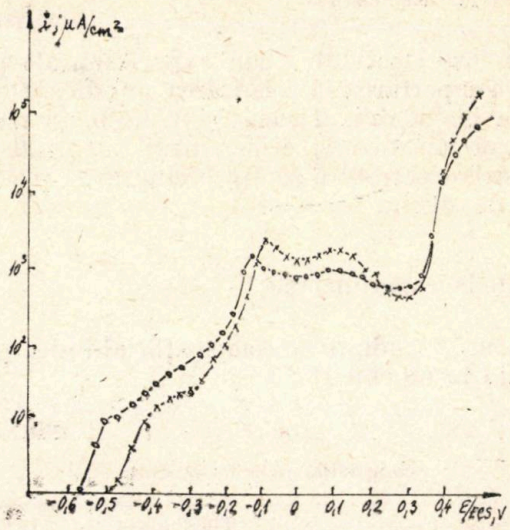


Fig. 2. Curbele de polarizaţie anodică pentru oţelul : *a* — — Timonic în soluţie HNO_3 70% la 85°C ; *b* — W4300 în soluţie HNO_3 70% la 85°C ; *x* — proba nesudată ; *o* — proba sudată

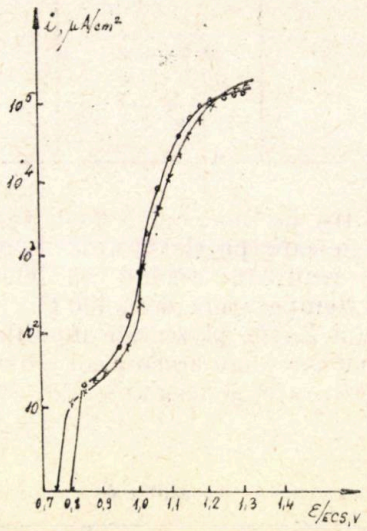


Fig. 3. Curbele de polarizaţie anodică pentru oţelul : *a* — — Timonic în acid sulfuric fumans la temperatura de 85°C ; *b* — W4300 în acid sulfuric fumans la temperatura de 85°C ; *x* — proba nesudată ; *o* — proba sudată

Valorile pozitive ale potenţialelor staţionare asociate cu creşterea bruscă a curentului anodic, încă de la prima treaptă de polarizare, arată că metalul se situează în domeniul transpasiv. Delimitarea curentului în domeniul potenţialelor pozitive indică tendinţa metalului la pasivare secundară.

Aspectul probelor după trasarea curbelor de polarizație apare negru matizat, indicînd un proces intens de dizolvare.

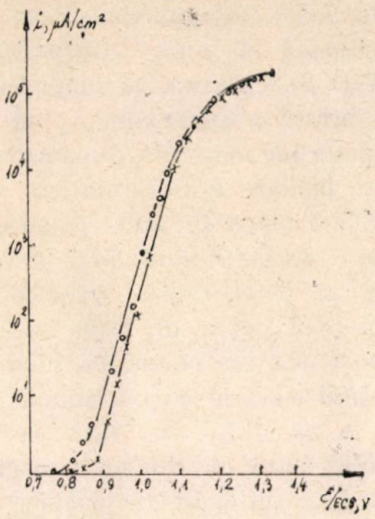


Fig. 4. Curbele de polarizație anodică pentru oțelul: *a* — — Timonic în soluție HF 40%, la temperatura camerei; *b* — W4300 în soluție HF 40%, la temperatura camerei; *x* — proba nesudată; *o* — proba sudată

Teste în acid sulfuric fumans. Potențialele staționare pentru ambele oțeluri, atît pentru probele cu sudură, cît și pentru cele fără sudură, în H_2SO_4 fumans la 85°C se situează în domeniul pasiv, mai negative cu circa 120—200 mV pentru cele cu sudură. Încă de la prima treaptă de polarizare se atinge o valoare de 0,03—0,08 mA/cm² (curent de pasivare), valoare care se menține practic constantă pînă în domeniul degajării oxigenului (cca 1300 mV/ECS). Proba cu sudură prezintă o valoare ușor crescută a curentului limită de dizolvare față de proba nesudată.

După trasarea curbelor de polarizație, suprafețele probelor sînt ușor lucioase.

Parametrii cinetici corespunzători dizolvării anodice a oțelurilor Timonic și W4300 în acid sulfuric fumans, la 85°C, sînt redați în tabelul 4.

Tabelul 4

Parametrii cinetici ai oțelurilor inoxidabile în H_2SO_4 fumans la 85°C

Oțelurile	ε_s, mV/ECS	i, mA/cm², (ε = 800 mV/ECS)	K_g, g/m²h
Timonic:			
— nesudat	+180	0,05	0,6
— sudat	+ 60	0,08	0,9
W4300:			
— nesudat	+260	0,03	0,4
— sudat	+ 60	0,05	0,6

Indicatorul gravimetric K_g, calculat pentru curentul de dizolvare în stare pasivă, are deja valori cuprinse între limitele 0,6 și 0,9 g/m²h, fapt care duce la concluzia că oțelurile studiate nu sînt suficient de rezistente la coroziune în mediu de acid sulfuric fumans, starea pasivă nefiind foarte stabilă.

Teste în soluții de acid fluorhidric. Oțelurile inoxidabile în soluție de 40% acid fluorhidric la temperatura camerei dobîndesc potențiale staționare care situează metalul în domeniul activ (de la —410 la —380 mV/ECS).

Polarizarea anodică determină încă de la prima treaptă o creștere bruscă a curentului cu atingerea unui maxim (de 25—60 mA/cm²) la o polarizare anodică de pînă la 200mV, după care curentul începe să scadă progresiv pînă la un potențial de 300—600 mV/ECS, cînd se obține o nouă creștere a curentului, mai lentă decît cea corespunzătoare primei ramuri a curbei și în timpul căreia are loc corodarea intensă în pitting a probelor.

Comportarea anodică a oțelurilor în acid fluorhidric la temperatura camerei este asemănătoare comportării metalelor activ-pasiv, cu specificarea că nu se obține o pasivare reală a oțelului ci numai o tendință de pasivare; curentul minim are valori mari, 0,3—0,8 mA/cm², iar domeniul de potențiale corespunzătoare menținerii acestui minim este limitat (200—300 mV) (tab. 5).

Tabelul 5

Parametrii cinetici ai oțelurilor inoxidabile în HF 40% la temperatura camerei

Oțelul	ε_s, mV/ECS	i_{max}, mA/cm²	i_{minim}, mA/cm²	ε_{max}, mV/ECS	Domeniul de potențiale la i_{minim}, mV/ECS
Timonic:					
— nesudat	—380	57	0,8	—180	150
— sudat	—410	60	0,8	—200	150
W4300:					
— nesudat	—380	25	0,3	—200	200
— sudat	—400	30	0,5	—300	300

După trasarea curbelor de polarizare probele prezintă coroziune pitting foarte intensă.

Valorile parametrilor cinetici asociați cu alura curbelor de polarizație și cu aspectul probelor arată că oțelurile inoxidabile studiate sînt puternic corodate în soluție 40% HF la temperatura camerei.

Concluzii

Studiul comportării anodice a oțelurilor inoxidabile Timonic și W4300 (probe sudate și nesudate) în medii puternic alcaline și acide permite desprinderea următoarelor concluzii generale :

În toate mediile studiate comportarea celor două tipuri de oțeluri este asemănătoare, iar acolo unde apar diferențe acestea sînt nesemnificative.

Între probele nesudate și cele pe care s-a aplicat un cordon de sudură (la același tip de oțel) nu apar diferențe esențiale ; în general, probele cu sudură prezintă la același potențial valori ușor crescute ale curentului ; se menționează faptul că probelor „sudate" li s-a aplicat numai un cordon de sudură (Cr—Ni) fără ca metalul să suporte o sensibilizare dată de efectele termice ale unei suduri reale.

În soluții de KOH 50% la 110°C cele două oțeluri prezintă potențiale staționare situate în domeniul activ de dizolvare. La polarizare anodică nu se obține o pasivare propriu-zisă a suprafeței metalice ci numai o limitare a curentului pe un domeniu de potențiale de circa 400 mV, prin formarea unei pelicule de produși de dizolvare, fapt explicat și de aspectul galben-brun, ușor lucios al probelor.

În soluție de HNO_3, 70% la temperatura de 85°C, potențialele staționare ale celor două oțeluri se situează în zona transpasivă (750 — —850 mV/ECS). Polarizarea anodică determină creșterea bruscă a curentului, pînă la o valoare de peste 100 mA/cm², după care se obține o oarecare limitare a acestuia.

În H_2SO_4 fumans la 85°C potențialele staționare se situează în domeniul pasiv. Polarizarea anodică determină o creștere ușoară a curentului (mai puțin de 0,08 mA/cm²), valoare care se menține constantă pînă în domeniul degajării anodice a oxigenului. Viteza de dizolvare a metalului în stare pasivă (de ~ ~0,9 g/m²h) arată că, în acest mediu, starea pasivă nu este suficient de stabilă pentru a putea conferi rezistență la coroziune.

În soluție 40% HF, la temperatura camerei, potențialele staționare se situează în domeniul dizolvării active (cca −400 mV). Polarizarea anodică determină creșterea bruscă a curentului, urmată de o tendință de pasivare, pe un domeniu foarte limitat de potențiale, după care curentul crește din nou și corespunde apariției unei coroziuni pitting foarte accentuate.

Oțel slab aliat Cr-Mo destinat realizării echipamentelor de foraj-extracție pentru medii coresive cu H_2S și CO_2 la temperaturi coborîte (−60°C)

Ing. Vasilica Jurubiță
și ing. Liuba Damian
ICEM

CZ : 669.15.194.3

Dintre oțelurile slab aliate Cr—Mo o comportare corespunzătoare la coroziune fisurantă sub tensiune provocată de H_2S (accelerată de CO_2 și Cl^-), condiționată însă de respectarea anumitor prescripții de duritate și structură, o prezintă oțelurile de tipul 33MoCr11, 41Mo Cr11 și 33MoCr11 modificat.

Firmele specializate în fabricația instalațiilor de foraj în medii corosive utilizează, în acest scop, pentru diverse repere (corpuri, capace, flanșe), oțelul slab aliat crom-molibden de tip 33MoCr11.

Lucrarea are ca scop cercetarea acestei clase de oțel în vederea stabilirii tehnologiei de elaborare, deformare și tratament termic, care să-i confere materialului caracteristici mecanice și de rezistență corespunzătoare.

În acest scop au fost elaborate în cuptorul de inducție cu vid, trei șarje de laborator, șarje turnate în lingouri de 50 kg. Compoziția chimică este prezentată în tabelul 1.

Lingourile rezultate au fost forjate în bare pătrate de 20—22 mm.

După deformarea plastică, materialele au fost tratate termic în diferite variante, în vederea realizării caracteristicilor impuse de normele NACE—MR—01—75 și API—6A/1986 clasa 75 K.

Pentru stabilirea tehnologiei optime de tratament termic, s-au executat următoarele variante de tratament termic :

— călire de la 865°C cu durate de menținere de 40 minute ;

— revenire la diferite temperaturi (640, 660 și 680°C) cu timp de menținere de 4 h.

Călirea s-a făcut în ulei, iar răcirea după revenire s-a efectuat în aer.

Analizele metalografice au evidențiat puritatea în incluziuni nemetalice și structura obținută în urma tratamentelor termice aplicate.

Analiza microscopică privind puritatea materialelor experimentale s-a făcut conform STAS 5949-80.

Din analiza datelor obținute au rezultat următoarele (tab. 2) :

— puritatea în incluziuni nemetalice (punctaje maxime pe tipuri de incluziuni și suma punctajelor pe același cîmp) a șarjelor experimentale este caracteristică oțelurilor elaborate prin procedee speciale (CIV, REZ etc.) la care se urmărește atît puritatea avansată în incluziuni nemetalice oxidice, cît și realizarea unui conținut scăzut de sulf ;

— puritatea în incluziuni nemetalice (punctajul maxim pe același cîmp) este de 3,0—3,5, iar punctajele maxime pe tipuri de incluziuni nu depășesc valoarea de 2,0, ceea ce corespunde unei purități superioare, sulfurile și incluziunile cele mai periculoase din punct de vedere al coroziunii fisurante sub tensiune sînt de punctaj 1,0, fiind, în totalitatea cazurilor, fine și modificate.

Creșterea purității în incluziuni nemetalice, în special în incluziunile de sulfuri și ale celor oxidice duce la îmbunătățirea comportării la coroziune fisurantă sub tensiune și, de asemenea, la îmbunătățirea comportării materialelor la temperaturi coborîte.

Tabelul 1

Compoziția chimică a șarjelor experimentale

Variantele de compoziție	Compoziția chimică, %								
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	N	Zr
A	0,20	0,60	0,22	0,011	0,01	1,1	0,20	0,0047	0,005
B	0,28	0,60	0,25	0,01	0,01	1,04	0,22	0,0047	0,006
C	0,24	0,60	0,26	0,011	0,006	1,1	0,23	0,0048	0,006
Conform normei AISI 4130	0,20—0,33	0,40—0,60	0,15—0,35	max. * 0,025	max. * 0,025	0,80—1,10	0,15—0,25		

*) Valorile s-au adoptat conform API—6A/1986.

Tabelul 2

Puritatea în incluziuni nemetalice a şarjelor experimentale

Varianta de compoziţie	Cele mai impure cîmpuri	Punctajul incluziunilor nemetalice pe cele mai impure cîmpuri				Suma punctajului pe acelaşi cîmp
		sulfuri, S	oxizi, OL + OP	silicaţi, SF + SP + SN	nitruri, NT + NA	
A	a	0,5	0,5	1,0	0	2,0
	b	0,5	1,0	2,0	0	3,5
	c	1,0	1,0	1,0	0	3,0
Punctajul maxim pe tipuri de incluziuni		1,0	1,0	2,0	0	
		Punctajul maxim pe acelaşi cîmp				3,5
B	a	1,0	0,5	1,5	0	3,0
	b	0,5	1,0	2,0	0	3,5
	c	0,5	1,0	1,0	0	2,5
Punctajul maxim pe tipuri de incluziuni		1,0	1,0	2,0	0	
		Punctajul maxim pe acelaşi cîmp				3,5
C	a	0,5	1,0	1,0	0	2,5
	b	1,0	0,5	1,5	0	3,0
	c	0,5	1,0	1,0	0	2,5
Punctajul maxim pe tipuri de incluziuni		1,0	1,0	1,5	0	
		Punctajul maxim pe acelaşi cîmp				3,0

Microstructura, alături de incluziunile nemetalice, constituie un factor determinant pentru rezistenţa materialelor la fragilizare şi la coroziune fisurantă în medii de H_2S.

Oţelurile de construcţii cu structură fină şi cu distribuţie uniformă a constituienţilor, aşa cum este martensita revenită (sorbită de revenire), sînt mai rezistente în mediile de H_2S decît oţelurile cu structuri de tip ferito-perlitice.

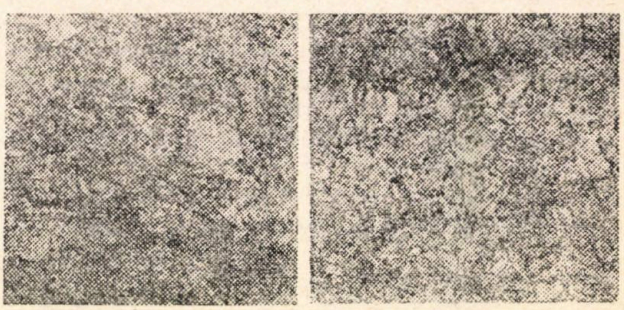
Microstructura probelor provenite din şarjele experimentale în stare de tratament termic după diferite variante este prezentată în tabelul 3 şi în figura 1. Se constată următoarele :

— microstructura probelor este constituită din sorbită de revenire, structură recomandată ca optimă pentru materialul care trebuie să reziste la coroziune fisurantă sub tensiune în medii de H_2S ;

— granulaţia austenitică este de punctaj 7—9.

La stabilirea diagramelor de tratament termic, s-a ţinut seamă de faptul că acestui oţel, pentru o comportare satisfăcătoare în exploatare (medii corosive), i se impune o duritate de max. 22 *HRC* (200—240 *HB*).

Această menţiune este importantă pentru această marcă de oţel la care, prin varierea temperaturii de revenire, s-ar fi obţinut valori mai ridicate pentru caracteristicile de rezistenţă dar nu s-ar mai fi respectat valorile maxime pentru duritate.



a *b*

Fig. 1. Microstructura probelor : *a* — sorbită de revenire, granulaţia 8 ; atac nital 2% ; × 500 ; *b* — sorbită fină de revenire, granulaţie 8—9 ; atac nital 2% : × 500

Valorile caracteristicilor mecanice ale şarjelor tratate termic după diferite variante sînt prezentate în tabelul 4 şi în figura, 2 *a-c* de unde rezultă următoarele aspecte :

— influenţa temperaturii de revenire asupra caracteristicilor mecanice arată faptul că, o dată cu creşterea temperaturii de revenire, valorile caracteristicilor de rezistenţă (Rm, $R_{p0,2}$)

Tabelul 3

Caracteristicile microstructurale ale semifabricatelor tratate termic

Variantele de compoziție	Tratamentul termic: temperatura de călire, °C	Tratamentul termic: temperatura de revenire, °C	Caracteristicile microstructurale
A	865(40 minute-ulei)	640	sorbită de revenire, gr. 8
		660	,, gr. 7–8
		680	,, gr. 7–8
B	865(40 minute-ulei)	640	sorbită fină de revenire, gr. 8–9
		660	sorbită de revenire, gr. 7–8
		680	,, gr. 7–8
C	865(40 minute-ulei)	640	,, gr. 8
		660	,, gr. 8
		680	sorbită de revenire cu insule de ferită probeinitice

și de duritate scad, iar caracteristicile de plasticitate (A5, Z) cresc;

— comparînd rezultatele obținute cu cele prezentate de API-6A/1986 clasa 75K se observă că:

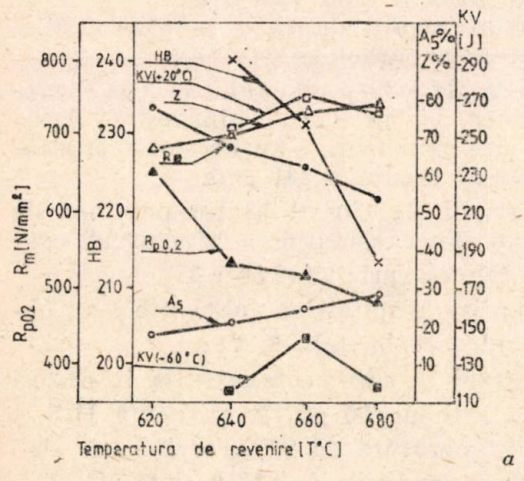
- valorile caracteristicilor de plasticitate (A5, Z) sînt superioare pentru toate stările de tratament termic;

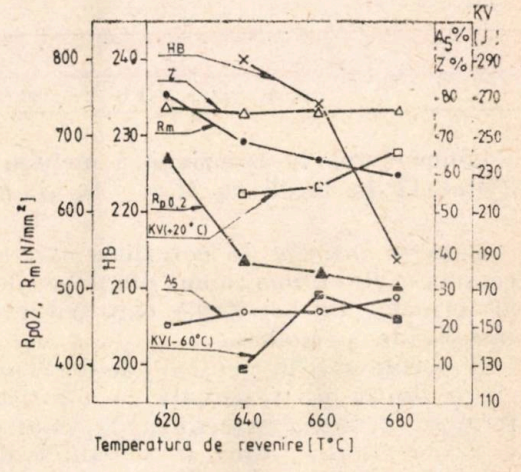
- temperatura de revenire care asigură realizarea valorilor corespunzătoare pentru rezistență sînt: 620, 640 și 680°C;

- această cerință (HB—200—240) se realizează în cazul revenirii la temperaturile de 640, 660 și 680°C.

Pentru o comportare satisfăcătoare în exploatare (medii corosive), acestei clase de oțel i se impune o anumită valoare a energiei de rupere la temperaturi scăzute (valori de minimum 28 J).

Rezultatele încercărilor de reziliență la temperaturi coborîte (KV la —60°C) pentru probele tratate în diferite variante de tratament sînt prezentate în tabelul 5, din care rezultă că oțelul, în toate cele trei variante de compoziție, asigură valori superioare pentru toate temperaturile de revenire.





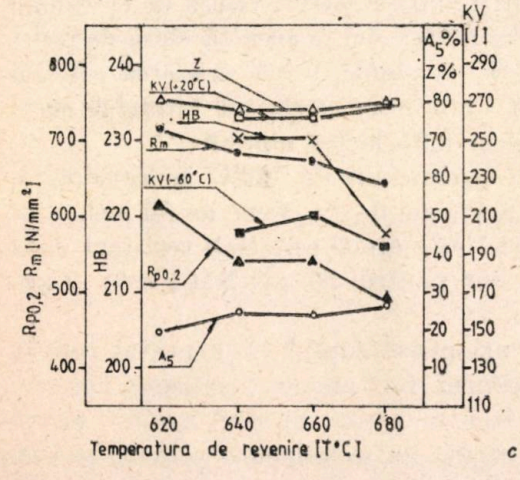


Fig. 2. Variația caracteristicilor mecanice, în funcție de temperatura de revenire: *a* — pentru varianta de compoziție *A*; *b* — pentru varianta de compoziție B; *c* — pentru varianta de compoziție C

Tabelul 4

Valorile caracteristicilor mecanice ale şarjelor experimentale, în funcţie de temperatura de revenire

Varianta de compoziţie	Caracteristicile mecanice (valori medii), în funcţie de temperatura de revenire																			
	$R_{p0,2}$, N/mm²	Rm, N/mm²	A_5, %	Z, %	*HB*	$R_{p0,2}$, N/mm²	Rm, N/mm²	A_5, %	Z, %	*HB*	$R_{p0,2}$, N/mm²	Rm, N/mm²	A_5, %	Z, %	*HB*	$R_{p0,2}$, N/mm²	Rm, N/mm²	A_5, %	Z, %	*HB*
	620°C					640°C					660°C					680°C				
A	655	736	18	67	263	536	683	20,5	70	240	520	659	24,5	77	232	483	620	28	78,5	213
B	654	752	20	78	273	538	693	24	76	240	523	670	24,0	76,5	235	502	650	28	76	213
C	614	714	20	80	263	546	685	25	78,5	230	546	674	24,0	78	230	494	640	28	80	216

R_m — min 655 N/mm²; $R_{p0,2}$ — min 517 N/mm²; A_5 — min 18%; Z — min 35%; *HB* —max. 22 *HRC* (200 — 240 *HB*)

Tabelul 5

Variaţia energiei de rupere KV, (J), în funcţie de tratamentul termic

Varianta de compoziţie	Valoarea energiei de rupere KV(J) la temperatura de revenire (media)		
	640°C	660°C	680°C
A	116	146	119
B	129	169	155
C	208,7	210	194
	Valori conform API — 6A/1986 — min 28 J		

Comportarea la coroziune a oţelului de tip 33MoCr11 în medii cu H_2S, CO_2 şi cloruri

Experimentările de coroziune au vizat cercetarea oţelului menţionat din punct de vedere al formelor de coroziune care pot apărea în instalaţiile petroliere.

Experimentările pentru determinarea tensiunii limită de rezistenţă la coroziune fisurantă sub tensiune în mediu de H_2S s-au efectuat pe probe tratate termic în variantele de tratament la care s-au obţinut valorile impuse prin API — 6A/1986 pentru caracteristicile mecanice.

În conformitate cu prescripţiile de compoziţie chimică, conţinutul în carbon variază în limite relativ largi (0,2 — 0,33), iar experimentările s-au efectuat pe trei variante, în funcţie de conţinutul de carbon : 0,2 ; 0,24 şi 0,28%.

Din analiza datelor experimentale rezultă faptul că tensiunea limită de rezistenţă la coroziune fisurantă sub tensiune în mediu de H_2S este echivalentă cu limita de curgere a oţelului pentru toate cele trei variante ale conţinutului de carbon, în cazul în care tratamentul termic aplicat este cel de călire la 865°C cu răcire în ulei urmată de revenire la temperatura de 660°C.

Valorile tensiunii limită de rezistenţă la CFST în H_2S nu au fost influenţate de prezenţa în mediu a bioxidului de carbon.

În condiţiile barbotării simultane a CO_2 şi a H_2S, valoarea tensiunii limită nu s-a modificat comparativ cu cea obţinută în mediul în care se află numai H_2S.

Coroziune generală

Experimentările pentru stabilirea rezistenţei s-au desfăşurat în două variante :

— într-un mediu de tipul soluţiei NACE modificat prin barbotare cu CO_2 ;

Deoarece *p*H =3, specific soluţiei NACE, este foarte sever, iar în sondele obişnuite valorile *p*H-ului sînt mai mari, s-au făcut experimentări şi într-un mediu cu *p*H = 5.

— în medii de cloruri la temperatura de 120°C, s-au experimentat două niveluri ale concentraţiei de cloruri : 20 şi 50 g/l.

Din analiza rezultatelor obţinute s-au observat următoarele (tab. 6, 7) :

— în cazul în care concentraţia în cloruri în mediu este de 50 g/l, în prezenţa H_2S şi CO_2 la temperatura de 20°C, oţelul este slab rezistent în condiţiile de *p*H 3 şi 5;

Deşi pentru ambele *p*H-uri viteza de coroziune încadrează materialul în această clasă de rezistenţă (slab rezistent), totuşi scăderea *p*H-ului de la 5 la 3 produce o creştere a vitezei de coroziune de la 0,24 la 0,8 mm/an ;

— la temperatura de 120°C se constată o creştere a vitezei de coroziune astfel încît pentru 20 g/l NaCl oţelul este slab rezistent (0,54 mm/an), iar pentru 50 g/l NaCl este „nerezistent".

Se menţionează faptul că aspectul corosiv a fost uniform, fără atacuri localizate, aşa cum era de aşteptat pentru un oţel nealiat, pe suprafaţa căruia nu se formează peliculă pasivă.

Tabelul 6

Viteza de coroziune în funcţie de concentraţia NaCl

Condiţiile de încercare	Viteza de coroziune, mm/an	
	pH = 3	pN = 5
NaCl 50 g/l	0,96	0,24
CH_3 COOH glacial	0,80	0,25
H_2S la saturaţie	0,71	0,24
(cca 3000 ppm)	0,81	0,26
CO_2 la saturaţii	0,88	0,23
T = 20±2°C	0,73	0,25
	$\bar{K}$ = 0,815	$\bar{K}$ = 0,245

Tabelul 7

Viteza de coroziune în funcţie de pH-ul soluţiei

Condiţiile de încercare	Viteza de coroziune, mm/an	
	NaCl 20g/l	NaCl 50g/l
Soluţie de NaCl	0,59	1,38
20—50 g/l	0,57	1,67
T = 120°C	0,65	1,22
pH = 6,5	0,42	1,12
Autoclave statice	0,48	1,24
	$\bar{K}$ = 0,54	$\bar{K}$ = 1,326

Concluzii

Din analiza datelor existente în literatura de specialitate, precum şi a rezultatelor experimentale obţinute în cadrul cercetărilor în condiţii de laborator, au rezultat următoarele :

— Elaborarea oţelului în cuptor cu inducţie în vid şi tratarea cu modificatori (Zr) au dus la creşterea purităţii în incluziuni nemetalice şi modificarea formei sulfurilor.

Micşorarea conţinutului în sulf şi creşterea purităţii în incluziuni nemetalice asociate cu micşorarea conţinutului în fosfor au dus la îmbunătăţirea comportării la temperaturi coborîte.

— Tratamentul termic care asigură obţinerea unui ansamblu optim al caracteristicilor de rezistenţă mecanică (la 20°C) şi tenacitate (—60°C) este cel de călire la 865°C cu răcire în ulei, urmată de revenire la temperatura de 640—660°C cu răcire în aer. După acest tratament termic oţelul se încadrează în clasa 75K.

— Experimentările de coroziune au arătat că :

- oţelul aflat în starea de tratament termic de călire la 865°C şi revenit la 660°C a avut o rezistenţă la CFST în H_2S echivalentă cu limita de curgere, oţelul încadrîndu-se în clasa 75K ;

- prezenţa în mediu a CO_2 alături de H_2S nu influenţează comportarea oţelului la CFST.

Din analiza rezultatelor experimentale rezultă faptul că oţelul slab aliat de tip 33MoCr11, destinat execuţiei de corpuri, capace, flanşe supuse la presiuni, poate fi utilizat în medii petroliere cu hidrogen sulfurat şi cu concentraţii scăzute de bioxid de carbon.

BIBLIOGRAFIE

[1] Anelli, E., Leone, F., Mascanzoni, A., Cariboni, L. *Microstructre evolution on tempering and SSC resistance of Modified 4130 steels.* BTF Specila Issue, 1986.

[2] Irving, R. *Materials come first in sour gas drilling.* În : Iron Age, Anglia, nr. 12, 1980.

[3] * * * API, Spec. 6A, 1986.

REVISTA REVISTELOR

Neue Hütte, R.D.G., nr. 4, 1989

Stadiul şi dezvoltarea necesară a economiei de energie în siderurgia R.D.G., p. 121 — Aspecte privind consumul total de energie specifică al instalaţiilor de încălzire în corelaţie cu efectele economice, p. 127 — Utilizarea materialelor termoizolante refractare la cuptoarele de laminoare, p. 131 — Experienţa în domeniul fabricării şi utilizării plăcilor de distribuitor la rece la instalaţiile de turnare continuă, p. 134 — Cuptorul-oală ASEA din oţelăria Plzen a uzinelor Skoda, p. 138 — Încercări tehnice de model privind cinetica reacţiilor de oxidare din convertizor, p. 138 — Aspecte privind organizarea laboratoarelor în metalurgie, p. 141 — Obiectivele dezvoltării instrumentelor pentru cercetarea metalurgică, p. 143 — Aparate de control asistate de calculator pentru semifabricate metalurgice, p. 144 — Analitica metalurgică în sistemul de cercetări pentru metale neferoase, Freiberg, p. 147 — 25 de ani de utilizare a analizei spectrale Roentgen în metalurgia metalelor neferoase a R.D.G., p. 150 — Activitatea informaţională de cercetare în Institutul de cercetări ale metalelor neferoase, Freiberg, p. 153.

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 5, 1989

Utilizarea raţională a materialelor de formare şi a componentelor materialelor de formare, p. 139 — Măsurarea existenţei humice dintr-un nisip cuarţos, p. 146 — Un nou procedeu de formare în nisip cu ciment prin ecruisare, p. 150 — Principii tehnologice şi organizatorice ale automatizării fabricării pieselor turnate în forme crude, p. 155 — Proprietăţile materialelor din fontă turnată topite în cubiloul KO 2000 fără cocs, încălzit cu gaze. Partea a 2-a : Proprietăţile mecanice ale fontei cu grafit nodular şi tendinţele de dezvoltare ale indicilor TKO specifici, p. 157 — Debavurarea pieselor turnate din fontă cenuşie printr-un nou procedeu, p. 158.

Dr. ing. Mihaiela Isac
Institutul Politehnic București

Deformabilitatea la cald a unui oțel microaliat pentru construcții metalice

CZ : 539.374

Lucrarea prezintă comportarea la deformarea plastică la cald a unui oțel cu rezistență ridicată, slab aliat și microaliat cu bor și vanadiu, utilizabil în stare călită și revenită (tab. 1) în care :

L este analiza compoziției chimice pe oțel lichid;

P_1, P_2 — analiza compoziției chimice la capetele produsului, corespunzătoare corpului și piciorului lingoului.

Deformabilitatea la cald a oțelului cercetat a fost determinată prin încercarea de răsucire la cald a unei epruvete cilindrice, cu zona calibrată de dimensiunile Ø 6 × 50 mm și lungimea totală (inclusiv capetele filetate) de 100 mm.

Cu ajutorul acestei metode, rezistența la deformare se exprimă prin momentul maxim de răsucire, iar plasticitatea prin numărul de răsuciri pînă la rupere.

Răsucirea este asociată cu o stare de tensiune moale care permite realizarea de deformații mari pe toată lungimea epruvetei (la deformare raportul τ/σ este mare).

Dezavantajul metodei îl reprezintă faptul că viteza de deformare este variabilă în secțiunea epruvetei (maximă la suprafață și zero în centru), (determinarea deformabilității și în mod special a structurii rezultate după deformare trebuie luată în considerare pe un strat subțire de la suprafața epruvetei).

Cercetările experimentale au fost efectuate pe o mașină de încercare prin răsucire la cald de tip SETERAM. Anexarea la mașina de torsiune a unei mașini de calcul a permis programarea temperaturii și a vitezei de deformare pentru simularea în laborator a laminării la cald.

Intervalul de temperaturi în care mașina poate lucra este de 750—1 350°C. Măsurarea temperaturii epruvetei se realizează cu două pirometre optice cu radiație.

Mediul în care au fost realizate determinările a fost argonul (epruveta fiind plasată într-un tub de cuarț). Determinările au fost realizate pentru viteza de răsucire de 275 rot/min, echivalată cu o viteză de deformație de 1 s^{-1}.

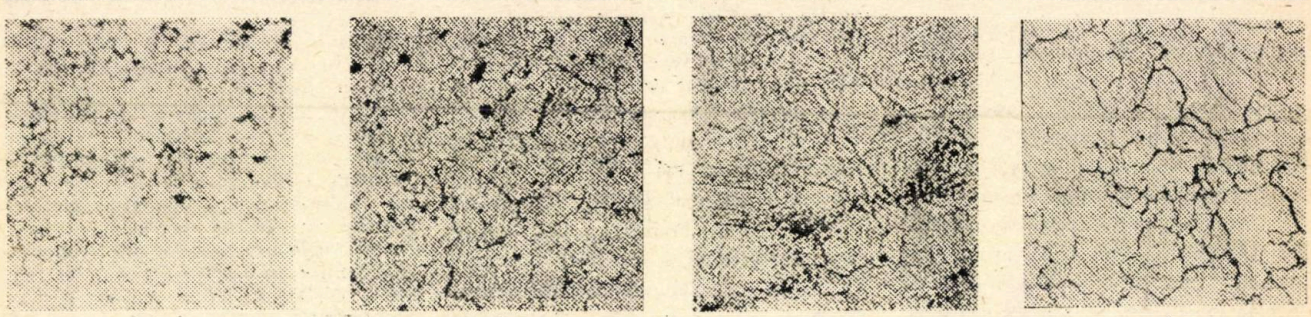
Cercetările au fost efectuate în intervalul de temperatură 800—1 200°C.

Încălzirea probelor în vederea deformării plastice s-a realizat la 1 300°C (cu viteză de încălzire de 100°C/min), cu menținere la temperatura de încălzire timp de 30 minute, urmată de răcire la temperatura de deformare plastică cu viteza de 50°C/min, menținere cinci minute și apoi deformare. După deformare probele au fost răcite în apă în vederea conservării mărimii grăuntelui austenitic de la temperatura de sfîrșit de deformare. Rezultatele încercărilor experimentale sînt prezentate în tabelul 2.

Tabelul 1

Compoziția chimică a oțelului microaliat cu bor și vanadiu

Oțelul	Compoziția chimică, %										
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Mo	B	Al	V	Ni
C—Mn	L 0,21	1,00	0,40	0,015	0,016	0,82	0,42	0,0042	0,008	0,15	0,03
Cr—Mo	P_1 0,21	0,91	0,37	0,015	0,017	0,84	0,44	0,0050	0,006	0,1	0,03
B—V	P_2 0,22	1,01	0,36	0,015	0,017	0,82	0,44	0,0032	0,008	0,1	0,03



a *b* *c* *d*

Fig. 1. Oțelul Cr—Mo—B—V; mărimea granulației austenitice după deformare la temperatura de : *a* — 846°C, punctajul granulației de 10—11 ; *b* — 989°C, punctajul granulației de 8—9 ; *c* — 950°C, punctajul granulației de 6—7 ; *d* — — 1 100°C, punctajul granulației de 6—9; răcire în apă; mărire 200 : 1

Tabelul 2

Rezultatele încercărilor experimentale

Oțelul	Temperatura programată, °C	Temperatura măsurată pe probă, °C	Viteza de deformație, s^{-1}	Numărul de tensiuni, N	Momentul de torsiune, M_R, N_m
C—Mn—Cr—Mo—B—V	800	800	1	15	7,611
	850	844		13	6,536
	850	846		11,5	6,450
	900	900		13	5,676
	900	898		12	6,450
	950	952		13	5,504
	950	950		21	4,988
	1 000	1 000		23	4,730
	1 050	1 056		30	3,612
	1 100	1 104		23	3,118
	1 100	1 100		27	2,795
	1 100	1 152		33	2,430
	1 200	1 200	↓ 1	48	2,150

În figura 1, *a—d* sînt prezentate micrografii ale structurii austenitice obținute prin răcirea în apă a epruvetelor de la temperatura de deformare prin răsucire.

Concluzii

Rezistența la deformare exprimată prin momentul de răsucire pînă la rupere scade continuu o dată cu temperatura de încălzire, pentru tot intervalul cercetat.

Plasticitatea exprimată prin numărul de tensiuni pînă la rupere crește în general o dată cu creșterea temperaturii, cu excepția intervalului de temperatură 1 025—1 100°C. Scăderea plasticității pe acest interval se datorează desfășurării diferite a fenomenului de recristalizare asociat deformării plastice la cald, pentru diferite trepte de temperatură.

Mărimea grăuntelui austenitic real (exprimată prin punctaj), a fost determinată pe epruvetele deformate, după atacuri repetate (și lustruiri repetate pe postav fin) cu o soluție formată din 4 g acid picric, 0,5 g Teepol și 100 ml apă la temperatura de 70°C; timp de atac de 1—1,5 minute.

Oțelul tip Cr—Mo—B—V are o granulație austenitică foarte fină (punctaj 8—11) după deformarea plastică la temperaturi inferioare temperaturii de 900°C (fig. 1 *a*, *b*). Granulația austenitică crește atunci cînd oțelul este deformat la temperaturi de 950—1 100°C (punctaj 6—9) (fig. 1, *c*, *d*).

Deci, în tehnologia de deformare plastică a acestui oțel trebuie să se indice ca temperatură optimă de sfîrșit de deformare 840—880°C.

BIBLIOGRAFIE

[1] Isac, Mihaiela. *Cercetări privind specificul transformărilor structurale și modificările proprietăților la deformarea plastică și tratamentul termic al unor oțeluri microaliate.* Teză de doctorat, I.P.B., 1986.

[2] Polouchine, P., Groune, G., Galkine, A. *Résistence des métaux et des alliages à la déformation plastiques.* Moscova, Ed. Mir, 1980.

[3] Rossard, C., Blain, P. *Recherche sur la déformation des aciers à choud.* IRSID, nr. 174, oct. 1957.

[4] Rossard, C., Blain, P. *Une méthode de simulation par torsion permettant de déterminer l'influence sur la structure de l'acier de ses conditions de laminage à choud.* IRSID, nr. 217, sept. 1962.

[5] Watanabe, S., Ohtani, G., Kunitake, T. *The influence of hot rolling and heat treatments on the distribution of boron*; In: Steel Transactions I.S.I.J., Japonia, 23, 1/1983, p. 31—38.

Dr. ing. C. Bratu
şi prof. dr. ing. L. Sofroni
Institutul Politehnic Bucureşti

Folosirea microrăcitorilor la turnarea continuă a oţelului

CZ 621.746.01:669.18

Microrăcitorii reprezintă pulberi din fier sau din alte aliaje sau metale cu dimensiuni de 50—500 μm, care trebuie să îndeplinească următoarele condiţii:

— să aibă o formă sferică sau apropiată şi densitate mare în vrac ($\rho = 4{,}0—4{,}5$ g/cm³);

— să aibă o puritate ridicată în ceea ce priveşte conţinutul de incluziuni oxidice (sub 0,5%);

— să nu aibă suprafaţa oxidată şi umiditatea să nu depăşească 0,25%;

— să aibă un conţinut mic de impurităţi nocive.

Microrăcitorii introduşi în oţelul lichid se găsesc o perioadă de timp în suspensie şi, din acest motiv, în literatura de specialitate procedeul se mai numeşte şi „turnarea în suspensie".

Microrăcitorii introduşi în jetul de oţel lichid se încălzesc şi se topesc, schimbînd continuu concentraţia suspensiei metalice.

Cinetica şi caracterul solidificării oţelului turnat cu microrăcitori sînt determinate de procesele fizico-chimice care au loc în timpul interacţiunii dintre microrăcitori şi oţelul lichid (fig. 1). Procesele fizice prezentate în această figură pot fi caracterizate astfel:

— datorită vitezei mari de absorbţie a căldurii de supraîncălzire de către microrăcitori se obţine o subrăcire mare în condiţiile măririi stabilităţii cvasicristalelor; din aceste cvasicristale (zone de fluctuaţie) încep să se formeze germeni de cristalizare capabili să crească în continuare;

— la introducerea microrăcitorilor în oţelul lichid are loc solidificarea unui strat în jurul particulelor de pulbere de fier; în etapele următoare acest strat solidificat se topeşte şi formează cvasicristale din care cresc germenii de cristalizare pe baza subrăcirii create;

— în perioada interacţiunii termice dintre microrăcitori şi oţelul lichid se intensifică schimbul de căldură în interior şi are loc o mărire a vitezei de solidificare;

— creşterea vitezei de cristalizare în volum măreşte coeficientul efectiv de repartizare a impurităţilor şi fixează elementele de segregare în spaţiile interdendritice, micşorînd prin aceasta capacitatea potenţială de formare a segregaţiei zonale;

— micşorarea gradientului termic în intervalul de solidificare, concomitent cu o deplasare cu viteză mai mare a frontului de solidificare, duce la micşorarea proceselor de transfer de masă prin convecţie şi filtrare, care influenţează hotărîtor apariţia segregării zonale.

Deci, se poate afirma că, în cazul dirijării procesului de solidificare a oţelurilor cu microrăcitori, se obţine o îmbunătăţire a proprietăţilor mecanice şi fizice deoarece creşte omogenitatea structurală şi fizico-chimică a semifabricatului turnat.

Metoda de dirijare a solidificării oţelurilor turnate continuu a fost folosită încă din anul 1951 pentru finisarea macrostructurii [1]—[4].

La turnarea continuă se introduc în oţelul lichid granule sau pulberi metalice cu dimensiunile de 0,25—1 mm, în cantitatea de 1%.

Drept pulberi metalice s-au folosit:

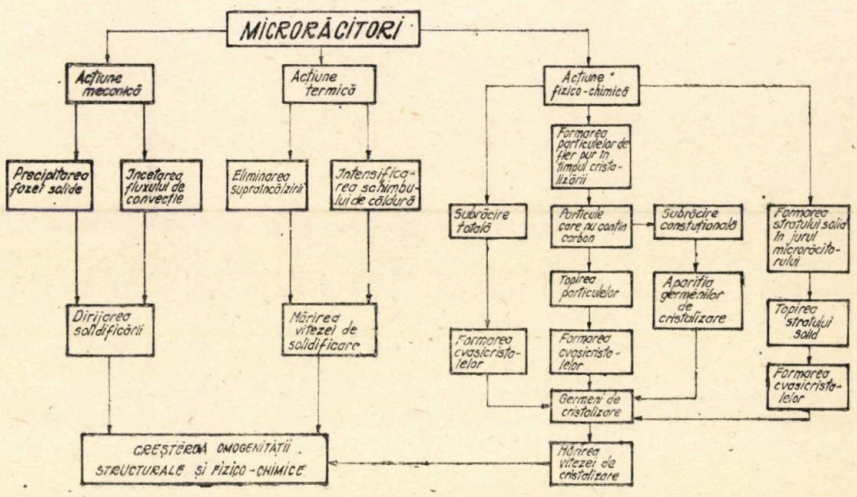


Fig. 1. Procesele fizice de interacţiune a microrăcitorilor cu oţelul lichid

pulberi de fier, pulberi din aluminiu, titan, vanadiu etc.

Metoda a fost folosită mai tîrziu la turnarea continuă a semifabricatelor cu secțiunea pînă la 300 × 300 mm sau cilindrice cu diametrul pînă la 500 mm. Cantitatea de microrăcitori a variat între 1 și 5%, ceea ce a permis mărirea vitezei de tragere de 1,3—1,5 ori și îmbunătățirea macrostructurii.

Îmbunătățirea calității oțelurilor turnate continuu s-a obținut în următoarele condiții tehnologice :

— temperatura de supraîncălzire a oțelului (în oala intermediară), °C: 40—50; 50—70;

— cantitatea de microrăcitori, % : 1,0—1,5; 2,0—2,5;

— scăderea temperaturii oțelului, °C : 16—24; 32—40;

— viteza de tragere a semifabricatului m/min : 0,7—0,9; 0,7—0,9.

În tehnologia obișnuită, viteza de tragere a semifabricatului a fost de 0,6 m/min.

Folosirea microrăcitorilor din diferite pulberi metalice duce la creșterea vitezei de cristalizare (tab. 1) [1].

Pentru turnarea continuă a oțelului s-au folosit atît microrăcitori din alice de oțel, cît și din alice de oțel acoperite cu aluminiu (tab. 2).

Rezultatele experimentărilor industriale pentru turnarea continuă a semifabricatelor din oțel (marca 32GS) cu secțiunea 150×150 mm cu microrăcitori de tip M_1 sînt prezentate în tabelul 3.

Rezultă că se obține o schimbare radicală a întinderii zonelor macrostructurale (se micșorează mult zona columnară și crește cea echiaxială) și se mărește viteza de cristalizare cu 20—30% și, deci, viteza de tragere.

În figura 2 se prezintă variația compoziției chimice (C, Mn, Si, P, S) pe secțiunea semifabricatului, în cazul introducerii microrăcitorilor de tip M_1 și M_2 (tab. 2). Rezultă că, în cazul folosirii microrăcitorilor, tendința de segregare zonală scade.

Pe baza modelului matematic al procesului de solidificare [1], [2] s-a determinat cîmpul de temperatură pe înălțimea semifabricatului cu secțiunea 150 × 150 mm (fig. 3).

Rezultă că adîncimea băii de oțel lichid în cristalizor este de 1/5 dar întinderea zonei bifazice este 4/5 din înălțimea conului de solidificare. Prin introducerea microrăcitorilor are loc o reducere cu 15—35% a adîncimii conului de solidificare (tab. 4).

Tabelul 1

Influența microrăcitorilor asupra procesului de cristalizare

Caracteristicile microrăcitorilor	Distanța dintre axele dendritelor de ordinul doi, mm	Viteza de cristalizare, mm/s
Fără microrăcitori	0,275—0,313	0,134—0,167
1% pulberi din fier (PFe)	0,16 —0,21	0,208—0,58
0,6% PFE + 0,4% FeMn	⩽0,11	⩽0,659
0,6% PFe + 0,4% FeV	0,16 —0,29	0,134—0,458
0,4% FeMn + 0,4% FeV	0,07 —0,09	⩾1,67
0,6% PFe + 0,4% FeMo	0,11 —0,24	0,184—1,08
0,4% FeMn + 0,4% FeMo	0,11 —0,24	0,184—1,08
0,6% PFe + 0,4% FeTi	0,125—0,23	0,184—0,835
0,4% PFe + 0,4% FeTi	0,125—0,23	0,184—0,835

Tabelul 2

Compoziția chimică a microrăcitorilor folosiți la turnarea continuă a oțelului

Tipul	Caracteristicile microrăcitorului	Compoziția chimică, %					
		C	Mn	Si	F	S	Al
M1	Alice din oțel	0,39	0,39	0,29	0,032	0,0026	—
M2	Alice din oțel acoperite cu aluminiu	0,47	0,57	0,25	0,027	0,031	0,29
M3	Alice din oțel	1,28	5,55	0,41	0,096	0,008	—
M4	Alice din oțel acoperite cu aluminiu	1,09	5,72	0,37	0,080	0,010	0,40

Tabelul 3

Influența microrăcitorilor asupra macrostructurii și vitezei de cristalizare, la turnarea continuă a oțelului

Temperatura de turnare, °C	Cantitatea de microrăcitori, %	Întinderea zonelor macrostructurale, mm				Viteza de cristalizare, cm/mm			Numărul de dendrite pe un cm de zonă echiaxă	Distanța dintre dendrite în zona echiaxă, mm
		echiaxe mici	columnare	dendritice echiaxiale	echiaxiale mari	zona de echiaxe mici	la începutul zonei columnare	la sfîrșitul zonei columnare		
1520	—	8	29	35	—	1,87	1,37	0,78	11,5	0,87
	1,0	6	9	21	36	2,15	1,58	1,23	19,5	0,31
1530	—	7	32	32	—	1,88	1,37	0,52	14,0	0,71
	2,0	5	9	34	24	1,98	1,50	1,05	16,0	0,63
1540	—	8	35	29	—	1,87	1,42	0,63	12,0	0,83
	1,0	7	—	—	65	1,82	—	—	—	—

Tabelul 4

Influența microrăcitorilor asupra adîncimii conului de solidificare, la turnarea continuă a oțelului

Temperatura de turnare, °C	Viteza de tragere, m/min	Cantitatea de microrăcitori, %	Natura microrăcitorilor	Adîncimea conului de solidificare, m		Micșorarea relativă a adîncimii conului de solidificare, %
				fără microrăcitori	cu microrăcitori	
1540	2,0	1,5	pulberi din fier	9,50	8,20	14
1530	1,5	2,5	,,	6,60	4,50	31
1540	1,7	1,5	,,	7,12	6,36	11
1530	1,7	2,0	,,	7,05	5,29	25
1530	1,5	2,5	,,	6,61	4,30	34
1530	1,8	2,5	alice din oțel	8,32	5,95	29
1540	1,5	2,0	,,	6,72	5,50	19

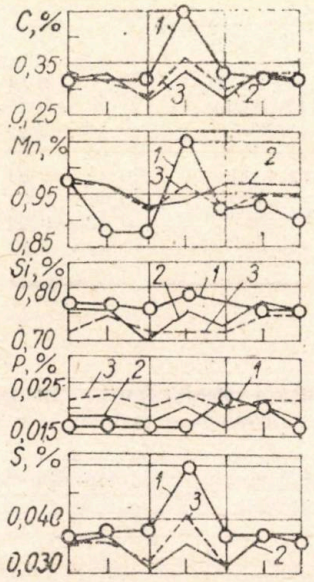


Fig. 2. Variația compoziției chimice (C, Mn, Si, P) pe secțiunea semifabricatului; *1* — probă fără microrăcitori; *2* — — cu 1,5% microrăcitori tip M_1; *3* — cu 1,5% microrăcitori tip M_2

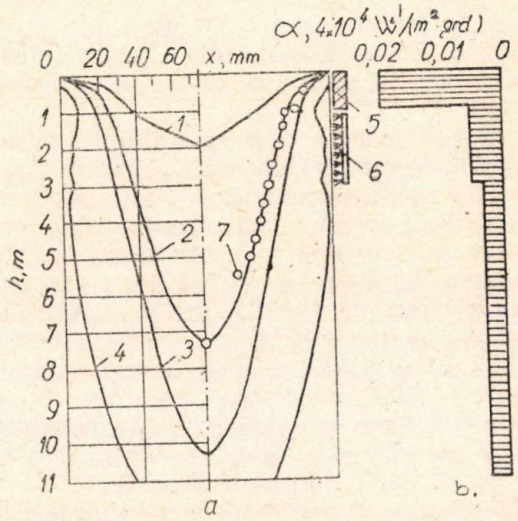


Fig. 3. Cîmpul de temperatură la turnarea continuă *a* și variația coeficientului de transfer de căldură *b* pe lungimea semifabricatului: *1* — izoterma lichidus; — limita de curgere (1510°C); *3* — izoterma solidus; *4* — izoterma 1300°C; *5* — cristalizor; *6* — zona de răcire secundară *7* — puncte experimentale

Pe baza prelucrării statistice a datelor experimentale [1] s-au determinat următoarele dependențe la turnarea continuă a oțelului cu microrăcitori:

— pentru turnarea continuă a semifabricatelor cu secțiunea 150 × 150 mm:

$$\frac{1200}{v} = \Delta T_s - 7320 \cdot m + 390 \qquad (1)$$

— pentru turnarea continuă a sleburilor cu secțiunea 150 × 1600 mm:

$$\frac{530}{v} = \Delta T_s - 6500 \cdot m + 390 \qquad (2)$$

în care:

v este viteza de tragere, m/s;
ΔT — gradul de supraîncălzire, °C;
m — cantitatea de microrăcitori, %.

Cu ajutorul relațiilor (1) și (2) s-au construit graficele din figura 4, pentru determinarea cantității optime de microrăcitori, în funcție de viteza de tragere și gradul de supraîncălzire a oțelului.

O problemă importantă la turnarea continuă a oțelurilor cu microrăcitori o constituie modul de introducere a acestora în jetul de oțel lichid.

În literatura de specialitate [1]—[8] sînt prezentate mai multe metode. În figura 5 este prezentată o instalație de introducere a microrăcitorilor cu impulsuri create de un cîmp mag-

netic. Materialul feromagnetic (microrăcitorii) din buncărul *1* se deplasează liber sub acţiunea forţelor de gravitaţie prin conducta *2* în zona de acţiune a electromagnetului de impuls şi dozare *4*, după ce s-a deschis şuberul *3*.

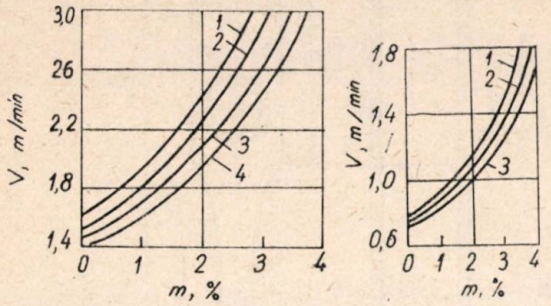


Fig. 4. Dependenţa dintre viteza de tragere a semifabricatului (v, m/min), cantitatea de microrăcitori (m, %) şi gradul de supraîncălzire (1—20°C; 2—30°C; 3—60°C); *a* — semifabricate cu secţiunea 150 × 150 mm; *b* — sleburi cu secţiunea 150 × 1600 mm

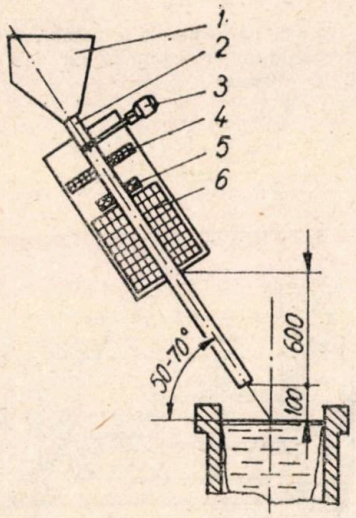


Fig. 5. Instalaţie cu impulsuri magnetice pentru introducerea microrăcitorilor

Porţia de material este apoi antrenată de cîmpul magnetic creat de magnetul *5* şi este stabilită în zona de forţă maximă de atracţie a solenoidului de împuşcare *6*. Cîmpul electromagnetic al solenoidului de împuşcare deplasează particulele feromagnetice stabilite în cîmpul magnetului permanent *5* cu o viteză suficientă pentru pătrunderea în oţelul lichid.

Regimul automat de lucru al instalaţiei cu impulsuri magnetice se realizează printr-o schemă de dirijare în funcţie de viteza de turnare, de temperatura oţelului şi de viteza de tragere.

Particularităţile tehnice ale instalaţiei sînt următoarele:

— puterea consumată: 20 kw;
— debitul masic: 0,060—0,500 kg/s;
— masa porţiei de pulbere: 0,020—0,250 kg;
— frecvenţa de împuşcare: 3—10 s^{-1};
— viteza de deplasare a porţiei de microrăcitori: 12—25 m/s;
— presiunea aerului comprimat: 0,4 MPa;
— dimensiunile de gabarit: 140×140×800 mm;
— masa instalaţiei: 15 kg.

Pentru obţinerea unui curent de intensitate mare, în bobina solenoidului este necesar să se folosească curenţi de intensitate mare, în spire de secţiune mică, ceea ce determină cantităţi de căldură mare.

Pentru răcirea spirelor solenoidului, se utilizează aer comprimat.

O astfel de instalaţie a fost folosită la turnarea continuă a oţelului de mai multe uzine metalurgice din U.R.S.S.

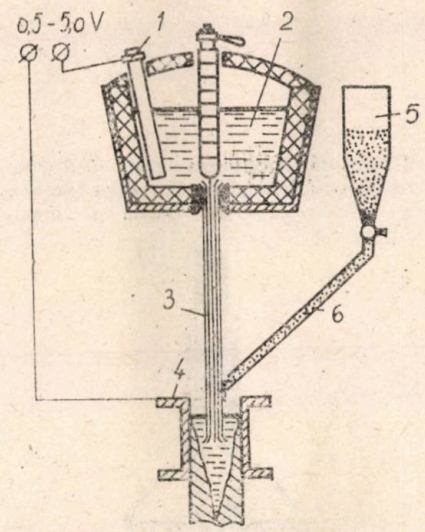


Fig. 6. Schema de introducere a microrăcitorilor în oţelul lichid prin folosirea unui curent electric

În figura 6 este prezentată o altă metodă de introducere a microrăcitorilor în oţelul lichid, care se bazează pe folosirea unui curent electric de 0,5—5 V de frecvenţă industrială şi care alimentează electrodul *1* montat în oala intermediară *2* şi cristalizorul *4*. După începerea turnării oţelului în jetul de oţel lichid *3* ia naştere un curent electric (cu intensitate de 1000 A) care creează un cîmp magnetic rotitor şi, astfel, se realizează o amestecare a microrăcitorilor *5* care cad liber prin tubul *6* în cristalizor.

În figura 7 este prezentată o metodă de introducere a microrăcitorilor în oţel lichid folosind un injector mobil *1* cu impulsuri de gaz.

În figura 8 este arătată schematic o metodă de introducere a microrăcitorilor în oţelul lichid prin insuflarea unui gaz prin orificiul de pulberi, iar în figura 9 este prezentată o metodă de introducere a microrăcitorilor folosind o oală intermediară cu două camere.

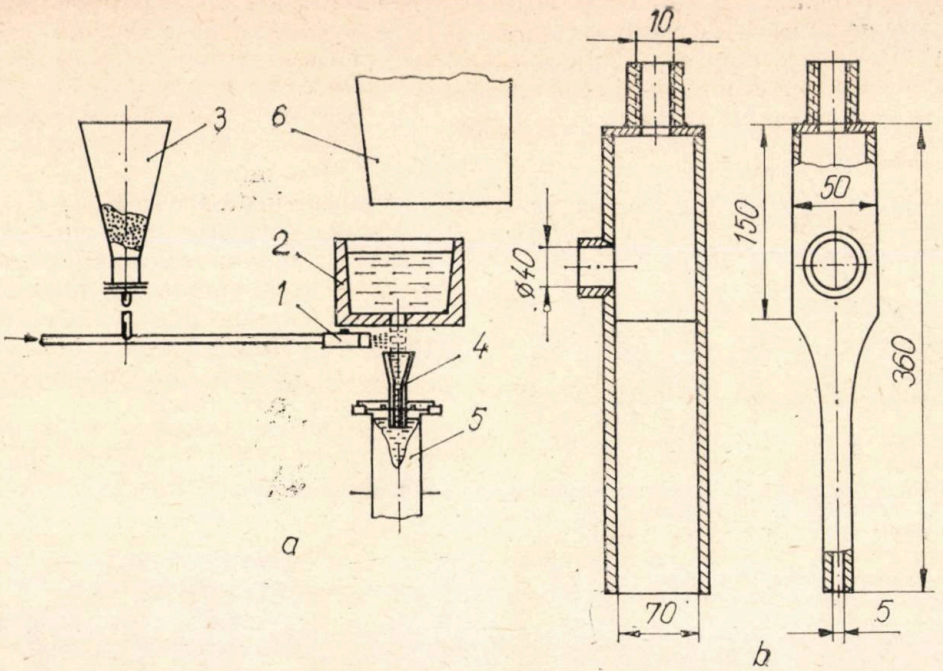


Fig. 7. Schema de introducere a microrăcitorilor prin injecție în oțelul lichid : *a* — schema generală a instalației ; *b* — injector pentru introducerea microrăcitorilor (detaliu) : *1* — injector ; *2* — oală intermediară ; *3* — buncăr cu microrăcitori ; *4* — pîlnie intermediară ; *5* — cristalizor ; *6* — oală de turnare

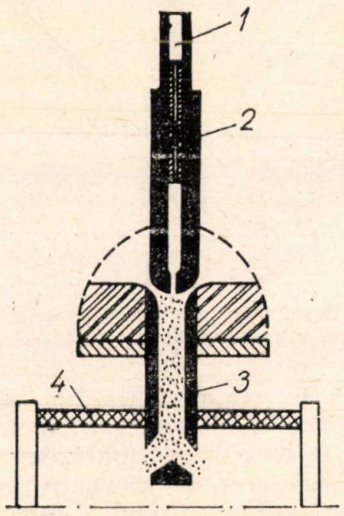


Fig. 8. Schema de insuflare a microrăcitorilor în faza lichidă prin orificiul dopului : *1* — introducerea microrăcitorilor în jet de gaz ; *2* — dop cu orificiu ; *3* — pîlnie de imersare ; *4* — strat de zgură

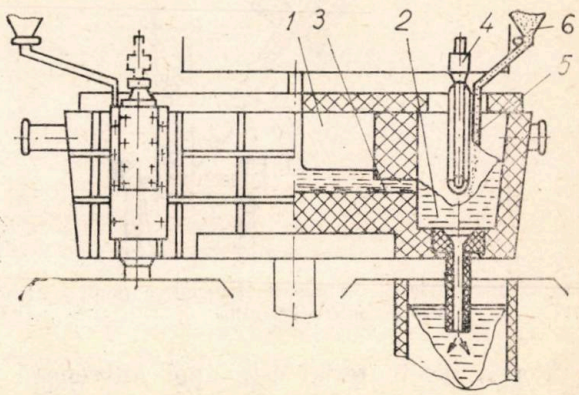


Fig. 9. Oale intermediare pentru introducerea microrăcitorilor la turnarea continuă a oțelului

Oțelul lichid este recepționat în camera *1*, după care are loc amestecarea lui cu microrăcitori în camera *2*. Oțelul lichid trece din camera *1* în camera *2* prin orificiul de alimentare *3*, iar microrăcitorii din buncărul *6* cad pe jgheabul *5* pe lîngă dopul *4* de închidere a orificiului de turnare.

Pe baza datelor prezentate rezultă că, prin folosirea microrăcitorilor la turnarea continuă a oțelului, se obțin semifabricate de calitate mai bună decît la turnarea obișnuită, crescînd în același timp productivitatea instalației.

BIBLIOGRAFIE

[1] Zatulovski, S. S. *Suspenzionnaia razlivka*. Kiev, Naukova Dumka, 1981.
[2] Manohin, A. I. *Polucenie odnorodnoi stali*. Moscova, Metallurghiia, 1978.
[3] Karnoji-kii, V. N. : *Contactnîi teploobmen v protessah litia*. Kiev, Naukova Dumka, 1978.
[4] Samoilovici, Iu. A. *Formirovanie slitka*. Moscova, Metallurghiia, 1977.
[5] Šmrga, L. *Zatverdevanie i kristallizația stalnih slitkov*. Moscova, Metallurghiia, 1985.
[6] * * * *Optimizația teplofiziceskih protessov litia*, Kiev, 1977.
[7] * * * *Suspenzionnoe litie*. Kiev, 1977.
[8] * * * *Litie s primenienn inokuliatorov*. Kiev, 1981.

Unele considerente privind posibilitățile de utilizare a fontei cu grafit nodular aliate cu cupru, pentru executarea matrițelor de forjat piese pe prese mecanice și hidraulice

Ing. Gr. Dobreșcu și sing. V. Polger
Întreprinderea Mecanică Mîrșa

CZ : 669.131.622

S-a experimentat posibilitatea execuției plăcilor active ale matrițelor de forjat pe prese mecanice și hidraulice din fontă cu grafit nodular aliată cu cupru, care înlocuiește oțelul MoCN15, folosită pentru matrițe de forjat.

A fost utilizată fonta cu grafit nodular, cu masă structurală feritică, de tip Fgn 450—5, aliată suplimentar cu (0,5—0,7)% cupru (tab. 1) din următoarele motive :

— asigură o bună rezistență mecanică la solicitarea de compresiune, aceasta constituind solicitarea principală în cazul deformării plastice pe prese mecanice sau hidraulice ;

— are refractaritate comparabilă cu cea a oțelului MoCN15 ;

— prin alierea cu cupru în proporție de (0,5—0,7)% (cuprul fiind element de aliere potențial ca înlocuitor al nichelului, în proporții echivalente pînă la cca 1,5—2% și prin aplicarea tratamentelor termice de feritizare și îmbunătățire) se pot obține durități comparabile cu cele ale oțelului MoCN15, conferind elementelor matriței rezistență la uzură comparabilă, în condițiile asigurării unei alungiri de cca 2—4% ; se obține astfel o structură martensitică de revenire ;

— prin aplicarea unui tratament termic de îmbunătățire, cu nitrurare ionică ulterioară, pot fi îmbunătățite condițiile de tenacitate ale miezului și ale rezistenței la uzură a suprafețelor active ale matrițelor, obținîndu-se durități în domeniul 400—600 *HV*, respectiv 42—48 *HRC*; nitrurarea ionică a stratului superficial al cavităților active ale matrițelor în procesul de curgere a materialului în timpul deformării plastice influențează favorabil prevenirea aderențelor și micșorează coeficientul de frecare dintre materialul deformat plastic și pereții cavităților matrițelor.

Experimentarea utilizării acestui material s-a făcut inițial pentru piesa prezentată în figura 1, deformarea plastică realizîndu-se pe presa cu fricțiune de 400 tf.

Condițiile de experimentare privind calitatea materialului, condițiile de elaborare, turnare și tratamente termice au corespuns următoarelor :

— Elaborarea fontei s-a realizat în cuptor rotativ cu flacără cu capacitate nominală de 700 kg, cu modificarea în oală specială cu modificator FeSiCaMg și cu adaosul cuprului electrolitic, după modificare în oala de turnare, cuprul electrolitic fiind preîncălzit la temperatura de cca 700°C.

— Tratamentul termic de recoacere pentru feritizarea semifabricatelor turnate s-a făcut respectîndu-se diagrama de tratament termic evidențiată în figura 2 ; tratamentul termic de îmbunătățire s-a realizat în dublă variantă, fără nitrurare ionică ulterioară dar cu îmbunătățire ionică ulterioară, diagramele de tratament termic experimentate fiind prezentate în figurile 3 și 4 ; caracteristicile fizico-mecanice și

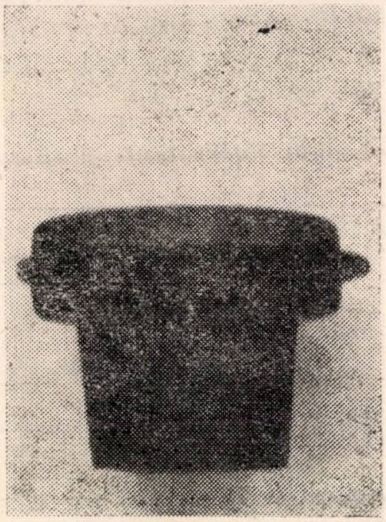


Fig. 1. Piesă semifabricat

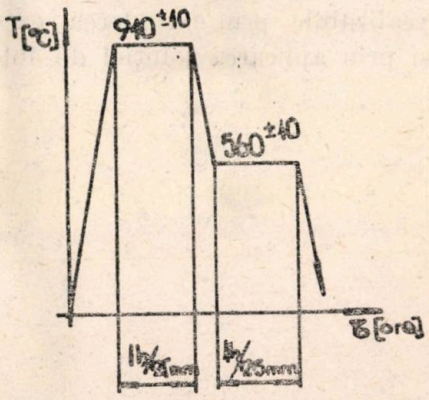


Fig. 2. Diagramă de tratament termic de recoacere de feritizare

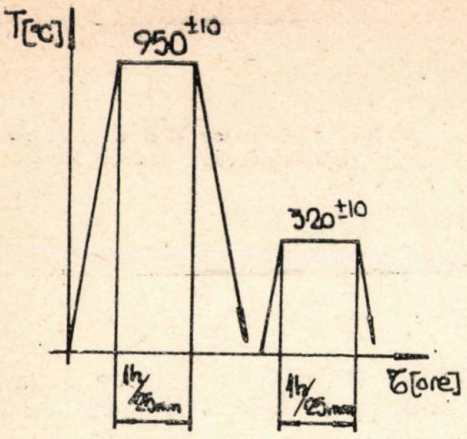


Fig.3. Diagramă de tratament termic de îmbunătăţire fără nitrurare ionică ulterioară

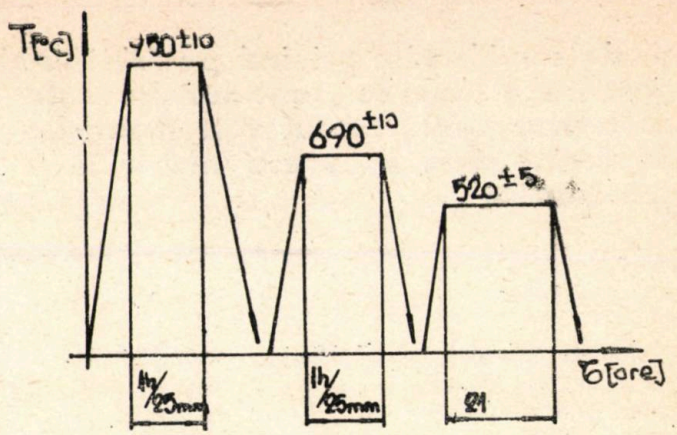


Fig. 4. Diagramă de tratament termic de îmbunătăţire ionică ulterioară

structurale obţinute prin aplicarea tratamentelor termice experimentate sînt redate în tabelul 2.

— Regimurile şi caracteristicile fizico-mecanice şi structurale pentru nitrurarea ionică corespund următorilor parametri: temperatura: 520±5°C; timpul menţinere: 24 h; adîncimea stratului nitrurat: min. 0,2 mm; duritatea 400 la 600 *HV*.

Tabelul 1

Caracteristicile fizico-mecanice şi structurale

Tratamentul termic aplicat	Caracteristica materialului	Valorile şi concluziile analizei
Conform diagramei din figura 3	duritatea *HRC*	42—44
	structura	martensită de revenire
Conform diagramei din figura 4	duritatea *HB*	240—260
	structura	sorbită

Pe baza experimentărilor efectuate se pot evidenţia următoarele avantaje tehnico-economice realizabile prin extinderea experimentărilor şi prin aplicarea soluţiei de înlocuire a oţelului MoCN15 cu fontă cu grafit nodular, aliată cu cupru, şi anume:

— se asigură reducerea consumului de oţeluri speciale pentru prelucrări la cald, MoCN15;

— se asigură reducerea cheltuielilor de producţie;

— prin tipizarea turnării semifabricatelor destinate execuţiei plăcilor active ale matriţelor se asigură optimizarea procesului tehnologic de turnare.

Aplicarea soluţiei experimentate nu implică dotări speciale sau forţă de muncă specializată, acestea corespunzînd condiţiilor normale de dotare şi încadrare a sectoarelor de turnătorie şi tratamente termice.

Soluţia studiată are un grad mare de generalizare putîndu-se utiliza şi pentru execuţia elementelor active ale dispozitivelor destinate operaţiilor tehnologice de îndoire şi ambutisare la cald sau la rece.

BIBLIOGRAFIE

[1] Dobrescu, Gr. *Consideraţii practice privind procesul tehnologic de elaborare, turnare şi tratament termic al fontelor de tip Fgn—A—1.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 9, 1981.

[2] Dobrescu, Gr. *Unele consideraţii privind tehnologia de turnare şi domeniul de utilizare a fontelor aliate cu crom şi cupru.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 2, 1979.

centrozap

Societate de comerţ exterior cu răspundere limitată

exportă în domeniul metalurgiei:

- **secţii complete**
- **linii tehnologice**
- **maşini şi instalaţii**
- **subansambluri pentru instalaţii metalurgice şi cocsochimice**
- **servicii de construcţie-montaj**

Pentru informaţii detaliate vă rugăm să vă adresaţi
Societăţii de comerţ exterior cu răspundere limitată

CENTROZAP

ul. Mickiewicza 29
40—085 Katowice, R. P. Polonă
Telefon: 513—401; Telex: 0315771 cp pl
Telefax: 598—658

PUBLICOM

E 3280

METALURGIA

11

METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XLI • NR. 11 • NOIEMBRIE 1989

METALURGIA

Anul 41 Nr. 11 Noiembrie 1939

CENTRUL DE INFORMAȚII ȘTIINȚIFICE ȘI TEHNICE

CUPRINS

Predeanu, Georgeta, Dumitrescu, C., Leu, S. și Pleșa, Gabriela: **Degradarea prin stocare în aer a huilelor folosite în șarjele de cocsificare** 515

Gavril, A., Nicolae, I. și Mîica, I.: **Căi de reducere a consumului de piese de schimb în siderurgie** . . . 520

Teodorescu, N. N. și Ducman, L.: **Considerații geometrice referitoare la deformarea corpurilor cilindrice tubulare (1)** 523

Popescu, Al., Manda, M. și Winckelbauer, Greta: **Studiu prin simulare, pe model real, al funcționării sistemului de conducere cu calculator electronic a procesului de elaborare a oțelului în cuptorul electric cu arc** 528

Atanasiu, N.: **Efectul gradului de întindere asupra caracteristicilor mecanice ale aliajelor de aluminiu** 531

Ghiban, Brîndușa: **Cercetarea comportării la coroziune în mediu puternic oxidant a unui oțel inoxidabil austenitic** 536

Socolescu, Ana, și Socolescu, Gr.: **Metoda de purificare de ionii de zinc a soluțiilor acide complexe destinate valorificării prin electroliză** 542

Chișamera, M., Sofroni, L. și Ripoșan, I.: **Dirijarea reacției de asimilare a magneziului în fontă prin depresurizarea stratului de modificator granular** . . . 544

Munteanu, Al.: **Incercarea la șoc termic a fontelor cenușii destinate executării colectoarelor de gaze** 550

Dinescu L., Serachitopol, M., Smochină D., Radu, A. și Florian, R.: **Fontele cu structură bainitică — un potențial înlocuitor al bronzurilor** 555

REVISTA REVISTELOR 519, 522, 530, 541, 543, 558

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM, Departamentul Export-Import Presă. BUCUREȘTI, str. 30 Decembrie, nr. 3" P.O. Box 136—137. Telex : 11 226

Redactor responsabil : prof. dr. ing. L. SOFRONI

Redactor : ELENA PÂRVU

Tehnoredactor : MARIETA RUBȚOV

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația : București, str. Mendeleev 21—25, sector 1. Telefon : 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01 B.N. — R.S.R. — filiala sector 6 — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament : lei 180 anual. Costul unui exemplar : lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

I. P. „Informația"—c. 1590

CONTENTS

DC : 662.741.3.602.66

Predeanu, Georgeta, Dumitrescu, C., Leu, S. and Pleşa, Gabriela: **Deterioration of the bituminous coal used in coking loads by air storage**

The paper presents theoretical considerations and the experimental results concerning the degrading of bituminous coal, in contact with the oxygen existing in the air.

The decrease of the plastic properties of bituminous coal used in coking loads, due to oxydizing, has a negative influence on the granulometric yield and on the coke quality.

Metalurgia (41), 1989, nr. 11, p. 515—519

DC : 669.1 : 621.81

Gavril, A., Nicolae, I., and Mtican, S.: **Ways of reducing the spare part consumption in iron and steel industry**

Metalurgia (41), 1989, nr. 11, p. 520—522

DC : 539.374

Teodorescu, N., N., and Ducman, L.: **Geometrical considerations on the deformation of cast cylindrical bodies**

The authors study the deformation of homogeneous and isotropic tubular cylindrical bodies in the case of high deformations. The authors analyse from the geometrical point of view a Lie semigroup with one parameter. The types of deformation obtained agree with experiments within the limit of measurement accuracy.

Metalurgia (41), 1989, nr. 11 p. 523—527

DC : 681.32 : 669.161.18

Popescu, Al., Manda, M. and Winckelbauer, Greta: **A simulation study, on an actual model-, of the operation of the computer control system for the electric arc furnace steelmaking process**

With the help of the model presented in the paper, the computer control system may be tested and improved even before commissionning the facility. Thus a lot of time, material and energy is saved.

Metalurgia (41), 1989, nr. 11, p. 528—530

DC : 669.18 ;669.162.267.4

Atanasiu, N: **Elongation degree effect on the mechanical characteristics of aluminium alloys**

The paper pretents the effect of the elongation degree on the mechanical characteristics of the aluminium alloy shect (AlCu4Mg1). On the basis, of the experimental results, the authors noticed that a certain elongation degree determines the strenghtening or the softening of sheets already submitted to cold plastic deformation and heat treatment.

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 531-535

DC : 620.193 : 669.15'24'26'28—194.56

Ghiban, Brînduşa: **Researches on the stainless steel behaviour at highly oxydizing media corossion**

The paper deals with the behaviour of austenitic stainless steel with different silicon contents in highly oxydizing media. The author intended to determine the optimum silicon content which is necessary to grant a maximum strength in concentrated nitric acid.

Metalurgie (41), 1989, nr. 11, p. 536—541

DC : 541.004.8

Socolescu, Ana and Socolescu, Gr.: **A method of eliminating zinc ions from acid solutions, used in the upgrading by electrolysis**

Metalurgia (41), 1989, nr. 11, p. 542—543

DC : 669.13

Chişamera, M., Sofroni, L. and Ripoşan, I.: **The control o magnesium assimilation reaction in cast iron by the depression of granulary modifying layer**

Metalurgia (41), 1989, nr. 11, p. 544—549

DC : 669.162.279.146

Munteanu, Al.: **Thermal shock trial of gray cast iron used for gas collectors**

The paper presents a trial stand for thermal shock which uses repeated heating and cooling cycles ; the author intended to point out the thermal shock behaviour of three types of low alloy gray cast iron, meant for waste gas collectors at tractor engines.

The author also analyses the influence of a quenching graphitization heat treatment applied after the casting process.

Metalurgia (41), 1989, nr. 11, p. 550—554

DC : 669.15—194.591

Dinescu, Z., Serachitopol, M., Smochină, D., Radu, A. and Florian, R.: **Bainitic structural cast iron — a potential substitute for bronze**

Quenching heat treament with isothermal transformation of austenite in the bainitic field ensures a high stability of cast iron manufacturing technology, as well as high mechanical characteristics, as compared to the structure obtained in a cast state.

The tribological performances of cast iron with a bainitic structure determined on a TIMKEN tribometer in the presence of lubricant are higher than that of Bz 14 bronze.

Metalurgia (41), 1989, nr. 11, p. 555—558

INHALT

DK : 662.741.3.662.66

Predeanu, Georgeta, Dumitrescu, C., Leu, S. und Pleşa, Gabriela: **Abbau durch Speicherung in der Luft, der bei den Koksfüllungen eingesetzten Steinkohle**

In der Arbeit werden einige theoretische Betrachtungen und Versuchsergebnisse angesichts des Steinkohleabbaus, das in Kontakt mit dem Sauerstoff aus der Luft stattfindet, dargestellt.

Die Verschlechterung der deformierbaren Eigenschaften der bei den Koksfüllungen eingesetzten Steinkohle haben infolge der Oxydierung, eine negative Auswirkung auf den granulometrischen Wirkungsgrad und der Qualität des hergestellten Kokses.

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 515—519

DK : 669.1 : 621.81

Gavril, A., Nicolae, I. und Mitca, I.: **Methoden für die Verminderung des Verbrauchs von Ersatzteilen in der Eisenhüttenindustrie**

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 520—522

DK : 539.374

Teodorescu, N. N. und Ducman, L.: **Einige geometrische Betrachtungen angesichts der Verformung der gegossenen zylindrischen Körpern**

Es wird die Verformung der homogenen und isotropen rohrförmigen zylindrischen Körpern im Falle grosser Formänderungen untersucht. Aus geometrischen Standpunkt wird eine Lie-Halbgruppe, mit einem einzigen Parameter analysiert. Es werden zwei Verformungsarten erzielt.

Die theoretischen Ergebnisse stimmen mit den Versuchsergebnissen, was die Präzisionsmessgrenze betrifft, überein.

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 523—527

DK : 681.669.161.18

Popescu, Al., Manda, M. und Winckelbauer, Greta: **Erforschung durch Simulierung an einem reelen Modell, des rechnergesteuerten Systems für den Stahlherstellungsprozess im Elektrolichtbogenofen**

Aufgrund eines reelen Modells für die Simulierung des rechnergesteuerten Systems für die Stahlherstellung im Elektrolichtbogenofen kann das Steuerungssystem sogar vor der Inbetriebnahme der Anlage untersucht und perfektioniert werden.

Dadurch werden wichtige Zeit- Werkstoff-und Energieeinsparungen erzielt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 528—530

DK : 669.018 : 669.71

Atanasiu, N.: **Auswirkung des Dehnungsgrades auf den mechanischen Eigenschaften der Aluminiumlegierungen**

Es wird die Auswirkung des Dehnungsgrades auf den mechanischen Eigenschaften des aus der (Al Cu 4 Mg 1) Aluminiumlegierung hergestellten Bleches dargestellt. Aufgrund der experimentellen Daten wurde festgesetzt, dass ein bestimmter Dehnungsgrad die Härtung oder Erweichung des Bleches, das vorher durch Kaltverformung und Wärmebehandlung verarbeitet wurde, verursacht.

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 531—535

DK : 620.193 : 669.15'24'26'28—194.56 B9

Ghiban, Brînduşa: **Erforschung des Korrosionsverhaltens, im hochoxydierenden Medium, eines austenitischen nichtrostenden Stahls**

Die vorliegende Arbeit untersucht das Verhalten des nichtrostenden austenitischen Stahls mit verschiedenen Siliziumgehalten, in hochoxydierenden Medien. Es wurde die Bestimmung des optimalen Siliziumgehaltes, das für die Festlegung des maximalen Widerstands in konzentrierte Salpetersäure notwendig ist, erforscht.

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 536—541

DK : 541.004.8

Socolescu, Ana und Socolescu, Gr.: **Methode für die Zinkionenreinigung von komplexen saueren Lösungen die für die Verwertung durch Elektrolyse vorgesehen sind**

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 542—543

DK : 669.13

Chişamera, M., Sofroni, L. und Ripoşan, I.: **Steuerung der Assimilierungsreaktionen des Magnesiums aus dem Roheisen, durch die Depressurisierung der granulierten Modifikatorschicht**

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 544—549

DK : 669.162.275.146

Munteanu, Al.: **Temperaturschockprobe an Graueisen, das bei der Herstellung von Gassammlern eingesetzt wird**

In der vorliegenden Arbeit wird ein Temperaturschockprüfstand, bei welchen mehrmalige Erwärmungs- und Kühlungszyklen eingesetzt werden, dargestellt. Es wird das Verhalten beim Temperaturschock von drei niedriglegierten Graueisensorten, die bei der Herstellung von Abgassammlern für Traktormotoren eingesetzt werden, dargestellt.

Es wird gleichfalls der Einfluss einer Wärmebehandlung durch Graphitierungsglühen, das nach dem Giessen eingestellt wird, erforscht.

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 550—554

DK : 669.15—194.591

Dinescu, L., Serachitopol, M., Smochină, D., Radu, A. und Florian, R.: **Bainitisches Gusseisen-eine Ersatzmöglichkeit für Bronze**

Die Härtungswärmebehandlung mit der isothermen Umwandlung des Austenits im bainitischen Bereich verleiht dem Gusseisen eine hohe Beständigkeit der Herstellungsverfahren des Gusseisens sowie einige höherwertige mechanische Eigenschaften, vergleichsweise zu den in roh gegossenen Zustand erzielten Gefügen.

Die tribologischen Leistungen des bainitischen Gusseisens wurden auf einem TIMKEN-Typ Tribometer, mit Schmiermittel, bestimmt und sind viel besser als die der B214- Bronze.

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 555—558

SOMMAIRE

CD : 662.741.3.662.66

Predeanu, Georgeta, Dumitrescu, C., Leu, S. et Pleşa, Gabriela : **La dégradation des houilles utilisées dans les charges de cokéfaction au cours du stockage en atmosphère**

Les auteurs présentent des considérations théoriques et les résultats expérimentaux sur la dégradation des houilles en contact avec l'oxygène de l'air.

La détérioration des propriétés plastiques des houilles utilisées dans les charges de cokéfaction à la suite de l'oxydation a des conséquences négatives sur le rendement granulometrique et sur la qualité du coke obtenu.

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 515—519

CD : 669.1 : 621.81

Gavril, A., Nicolae, I. et Mîica, I. : **Modalités de reduction de la consommation de pièces de rechange en sidérurgie**

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 520—522

CD : 539.374

Teodorescu, N. N. et Ducman, L. : **Considérations géométriques sur la déformation des corps cylindriques coulés**

Les auteurs analysent la déformation des corps cylindriques tubulaires homogènes et isotopes dans le cas de fortes déformations. Du point de vue géométrique on analyse un demigroupe Lie à un seul paramètre. On obtient deux types de déformations.

Les résultats théoriques obtenus sont similaires aux résultats expérimentaux.

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 523—527

CD : 681.32 : 669.161.18

Popescu, Al., Manda, M. et Winkelbauer, Greta : **L'etude par simulation, sur un modèle réel, du fonctionnement du système de commande à l'aide de l'ordinateur du processus d'élaboration de l'acier dans le four électrique à arc**

Les auteurs présentent un modèle qui permet l'étude, par simulation du fonctionnement du système de commande à l'aide de l'ordinateur, du processus d'élaboration de l'acier dans le four électrique à arc. A l'aide de ce modèle on peut expérimenter et perfectionner le système de commande conçu même avant la mise en fonction de l'aggrégat. De cette manière on réalise une économie importante de temps, de matériaux et d'énergie.

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 528—520

CD : 669.018 : 669.71

Atanasiu, N. : **L'effet du degré d'allongement sur les caractéristiques mécaniques des alliages d'aluminium**

L'article présente l'effet du degré d'allongement sur les caractéristiques mécaniques de la tôle en alliage d'aluminium (AlCu4Mg1). A partir des donnees expérimentales on a constaté qu'un certain degré d'allongement détermine le renforcement ou l'amollissement des tôles déjà soumises à la déformation plastique à froid et au traitement thermique.

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 531—535

CD : 620.193 : 669.15 24 26 28—194.56

Ghiban, Brînduşa : **L'étude de la tenue à la corrosion en milieu fortement oxydant d'un acier inoxydable austénitique**

L'article analyse la tenue à la corrosion de l'acier inoxydable austénitique à différents teneurs en silicium en milieux fortement oxydants. Le but de cette analyse est la détermination de la teneur optimale en silicium, nécessaire pour obtenir une résistance maximale en acide azotique concentré

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 536—541

CD : 541 : 004.8

Socolescu, Ana et Socolescu, Gr. : **Méthode d'élimination des ions de zinc des solutions acides complexes utilisées dans l'électrolyse**

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 542—543

CD : 669.13

Chişamera, M., Sofroni, L. et Ripoşan, I. : **La commande de la réaction d'assimilation du magnésium dans la fonte par le dépressurisage de la couche de modificateur granulaire**

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 544—549

CD : 669.162.275.146

Munteanu, Al. : **L'essai au choc thermique des fontes grises utilisées pour la fabrication des collecteurs de gas**

L'auteur présente une plate-forme d'essai au choc thermique qui utilise des cycles répétés de température afin de déterminer la tenue au choc thermique de trois types de fonte grise faiblement alliées, utilisées pour la fabrication des collecteurs de gas brûlés des moteurs de tracteurs.

On analyse également l'influence du traitement thermique de recuit de grafitisation appliqué après la coulée.

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 550—554

CD : 669.15—194.591

Dinescu L., Serachitopol, M., Smochină, D., Radu, A. et Florian, R. : **Les fontes à structure bainitique en tant que substitut des bronzes**

Le traitement thermique de trempe à transformation isotherme de l'austénite dans le domaine bainitique confère une stabilité élevée à la technologie de fabrication des fontes, de même que des caractéristiques mécaniques supérieures par comparaison avec les structures obtenues en état brut de coulée.

Les performances tribologiques des fontes à structure bainitique déterminées à l'aide du tribomètre TIMKEN en présence du lubrifiant sont supérieures à celles du Bronze Bz14.

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 555—558

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 662.741.3.662.66

Предеану, Джеорджета, Думитреску, К., Леу, С. и *Плеша, Габриела:* **Деградация при воздушном хранении используемых каменных углей в коксующихся шихтах**

В работе представлены теоретические соображения и экспериментальные результаты по деградации каменных углей в контакте с воздушным кислородом.

Ухудшение пластических свойств исполььзуемых каменных углей в коксующихся шихтах вследствие окисления имеет отрицательные последствия на гранулометрический коэффициент и качество изготовляемого кокса.

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 515—519

ДК: 669.1.621.81

Гаврил, А., Николае, И. и Мыйка, И.: **Пути снижения расхода запасных деталей в черной металлургии**

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 520—522

ДК: 539.374

Теодореску Н. Н. и Дукман, Л.: **Геометрические соображения относительно деформации отлитых цилиндрических тел**

Изучается деформация отлитых цилиндрических однородных и изотропных тел при больших деформациях. С геометрической точки врения анализируется полугруппа Lie с параметром. Получены два вида деформаций.

Полученные теоретические результаты совпадают с экспериментами в пределе точности измерения.

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 523—527

ДК: 681.32: 669.161.18

Попеску, Ал., Манда, М. и Винкелбауер, Грета: **Изучение симулированием на реальной модели работы системы управления вычислительной машиной процесса выплавки стали в электродуговой печи**

На основе представленной в работе модели можно испытать и усовершенствовать спроектированную систему управления даже перед введением в действие агрегата. Таким образом можно экономить время, материалы и энергию.

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 528—530

ДК: 669.018: 669.71

Атанасиу, Н.: **Эффект степени растяжения на механические характеристики алюминиевых сплавов**

Работа представляет эффект степени растяжения на механические характеристики листа из алюминиевого сплава (AlCu4Mg1). На основе экспериментальных данных установлено, что определенная степень растяжения определяет затвердевание или намачивание предварительно обработанных холодной пластической деформацией и термообработанных листов.

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 531—535

ДК: 620.193: 669.15'24'26'28—194.56

Гибан, Брындуша: **Исследование поведения при коррозии в сильно окислительной среде аустенитной нержавеющей стали**

В работе принимается во внимание поведение аустенитной нержавеющей стали с различными содержаниями кремния в сильно окислительных средах. Было определено оптимальное содержание кремния, необходимого для присвоения максимального сопротивления в концентрированной азотной кислоте.

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 536—541

ДК: 541.004.8

Соколеску, Ана и Соколеску, Гр.: **Метод очистки от ионов цинка комплексных кислотных растворов, предназначенных освоению электролизом**

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 542—543

ДК: 669.13

Кишамера, М., Софрони, Л. и Рипошан, И.: **Управление реакцией магния в чугуне созданием наддува слоя зернистого модификатора**

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 544—549

ДК: 669.162.275.146

Мунтеану, Ал.: **Испытание на термический удар серых чугунов предназначенных изготовлению газовых коллекторов**

В работе представлен испытательный стенд на термический удар, успользуемый нагревательные и повторные холодильные циклы для поведения на термический удар трех видов серы малолегированных чугунов, предназначенных изготовлению газовых коллекторов тракторных двигателей.

Одновременно анализируется влияние термической обработки графитизирующего отжига, используемый после разливки.

Metalurgia 14 (1989), nr. 11,p. 550—554

ДК: 669.15—194.591

Динеску, Л. Серакитопол, М. Смокинэ, Д., Раду, А., Флориян, Р.: **Чугуны с бейнитовой структурой — потенциальнцый заменитель брозов**

Термообработка закалки с изотермическим изменением аустенита в бейнитовой области придает повышенную устойчивость технологии производства чугунов, а также и высокие механические характеристики по сравнению с полученными структурами в отлитом сыром состоянии.

Трибологические достижения чугунов с бейнитовой структурой, определенные на трибомере типа TIMKEN в присутствии смазки превосходят бронза Bz 14.

Metalurgia 41 (1989), nr. 11, p. 555—558

METALURGIA 11
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTA ROMÂNIA
1989

Ing. Georgeta Predeanu
şi dr. ing. C. Dumitrescu
ICEM
sing. S. Leu şi ing. Gabriela Pleşa
Combinatul Siderurgic Galaţi

Degradarea prin stocare în aer a huilelor folosite în şarjele de cocsificare

CZ : 662.741.3.662.66

Alterarea, degradarea sau, altfel spus, oxidarea blîndă în aer a huilelor folosite în diferite scopuri tehnologice au fost şi continuă să fie în atenţia specialiştilor.

În general, majoritatea substanţelor îşi modifică proprietăţile fizice, chimice şi tehnologice prin stocarea în aer, deci în contact direct cu oxigenul.

Procesul de oxidare lentă modifică proprietăţile de flotaţie ale huilelor, duce la scăderea puterii calorice, la autoîncălzirea depozitelor şi la diminuarea proprietăţilor de aglutinare-cocsificare.

Degradarea huilelor, fenomen care apare în urma stocării prelungite în depozitele cocseriilor, constituie una din cauzele scăderii calităţii şi randamentului granulometric de cocs produs.

În urma oxidării în aer a huilelor la temperaturi scăzute, s-a observat că acest fenomen depinde de mai mulţi factori, cum ar fi : gradul de carbonificare ; granulaţia ; umiditatea aerului ; durata de depozitare.

Din punct de vedere cinetic, oxidarea este un fenomen de suprafaţă, vitezele de oxidare la temperatură scăzută fiind controlate de difuzie.

Cinetica oxidării cărbunilor la 30°C se poate corela cu ecuaţia lui Elovitch [1] :

$$\frac{dq}{dt} = A \cdot e^{-B \cdot q}$$

în care :

q este cantitatea de oxigen adsorbit ; t — — timpul ; A, B — constante.

În urma reacţiei carbonului cu oxigenul, se formează, în prezenţa apei, un complex de tip peroxidic, formarea acestuia fiind condiţionată de viteza de descompunere a grupelor funcţionale din structura macromoleculei huilelor.

Astfel, huilele de rang inferior, cu volatile ridicate, se oxidează mai repede decît huilele cu volatile joase, datorită vitezei mari de scindare a catenelor laterale şi de formare a complecşilor de tip peroxidic.

Pînă la temperatura de 70°C, temperatură critică în aprinderea spontană a huilelor, complecşii peroxidici sînt relativ stabili ; peste această temperatură însă, ei se descompun. S-a ajuns la concluzia că oxidarea în general este controlată de viteza de descompunere a acestor complecşi [2], [3].

Oxidarea suprafeţei huilelor, în prezenţa aerului umed, duce la formarea mai multor grupări peroxidice decît în cazul aerului uscat.

Un alt factor care, pe lîngă gradul de carbonificare a huilei şi umiditate, duce la creşterea vitezei de oxidare este granulaţia. Astfel, viteza de oxidare a huilelor creşte o dată cu scăderea granulaţiei ; pentru un cărbune măcinat sub 0,5 mm, viteza de oxidare este de două-cinci ori mai mare decît pentru acelaşi cărbune măcinat pînă la 10 mm.

Efectul oxidării huilelor se reflectă cel mai pregnant asupra proprietăţilor plastice ale acestora [4]—[6], rolul oxigenului fiind acela de a inhiba fuziunea (topirea) particulelor în domeniul fazei plastice.

Difuzia oxigenului molecular în vitrinit, prin intermediul microporozităţii, duce la apariţia unei structuri reticulare (ordonate) la extremitatea particulelor.

Datorită marginilor oxidate, de reflectanţă ridicată, suprafaţa exterioară a particulelor de vitrinit nu poate deveni plastică, deoarece acestea nu se pot umecta reciproc cu formarea fazei plastice necesare producerii cocsului.

Cu cît oxidarea este mai intensă, cu atît caracteristicile de aglutinare-cocsificare ale huilelor sînt mai reduse. Oxidarea prelungită împiedică formarea structurilor optic anizotropice în timpul cocsificării, cocsul obţinut avînd rezistenţă scăzută [7].

Proprietăţile plastice ale cărbunilor oxidaţi pot fi parţial recăpătate prin remăcinarea aces-

tora în atmosferă de azot [6]. Se consideră că suprafaţa „proaspătă" a particulelor obţinute prin remăcinare favorizează apropierea şi topirea particulelor în domeniul fazei plastice.

Autorii şi-au propus să determine modificările calitative survenite prin depozitarea prelungită a huilelor utilizate în şarjele de cocsificare.

Probele, de cîte 30—40 kg din fiecare huilă individuală, au fost puse în tăvi de dimensiuni 700 × 500 mm şi depozitate în condiţii cît mai apropiate de cele reale, în depozitul de cărbuni. Din tăvile respective s-au prelevat probe la anumite intervale de timp, determinîndu-se caracteristicile tehnice, tehnologice şi petrografice ale huilelor respective.

Rezultatele care vor fi prezentate în continuare sînt semnificative pentru intervalele de timp considerate, respectiv de la 0 la 60 zile de depozitare.

Trebuie avut în vedere faptul că practic aceste perioade se modifică, datorită duratelor diferite de transport al cărbunilor, de la extracţie pînă la sosirea în depozit: durate mai mici în cazul cărbunilor din producţia internă şi durate mai mari în cazul cărbunilor de import.

Din figura 1 se observă că procentul de oxigen adsorbit este cu atît mai mare cu cît durata de depozitare este mai îndelungată şi cu cît gradul de carbonificare a huilelor este mai scăzut.

Îmbogăţirea în oxigen a probelor studiate duce proporţional la scăderea puterii calorice (fig. 2).

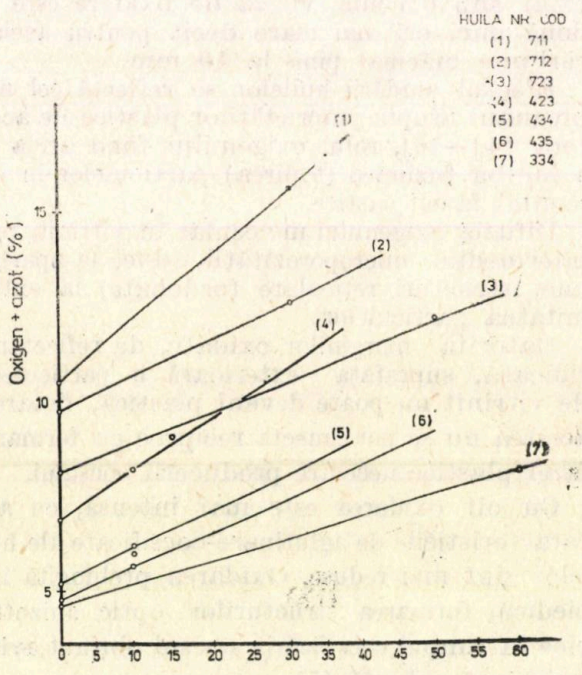


Fig. 1. Variaţia procentului de oxigen adsorbit, în funcţie de durata de depozitare şi de gradul de carbonificare a huilelor

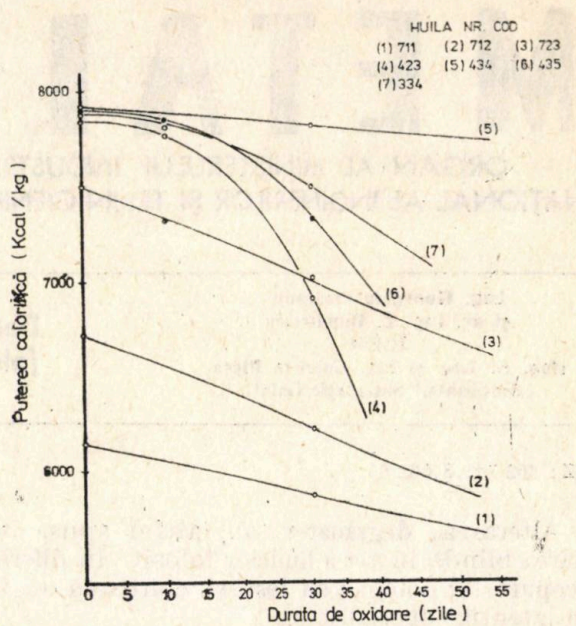


Fig. 2. Variaţia puterii calorice, în funcţie de durata de oxidare şi de gradul de carbonificare a huilelor depozitate

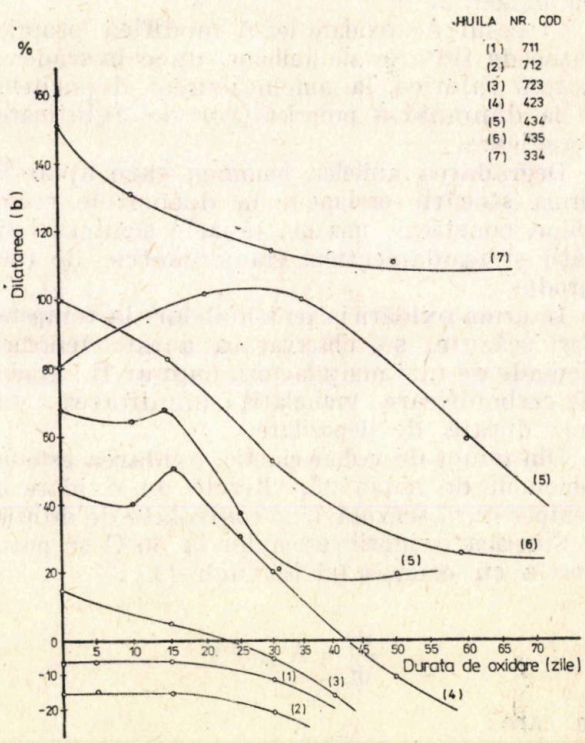


Fig. 3. Variaţia dilatării în funcţie de durata de oxidare şi de gradul de carbonificare a huilelor

Oxidarea în aer are efecte diferite asupra caracteristicilor de cocsificare a huilelor. În figura 3 se prezintă variaţia indicelui dilatometric *b*, în funcţie de durata de depozitare.

Pentru huilele cu numărul de cod 711, 712 şi 723, folosite în şarjele de cocsificare, dilatarea scade simţitor după 15 zile de stocare

în aer. Dacă durata de depozitare se prelungeşte, caracteristicile de cocsificare continuă să scadă (fig. 4).

În cazul huilelor cu numărul de cod 423 şi 434, al căror conţinut de materii volatile V^{mc} se situează în jurul valorii de 24–25% la probele iniţiale, se observă în primele zece zile de la depozitare o uşoară scădere a dilatării, după care urmează o creştere. La 15 zile de la

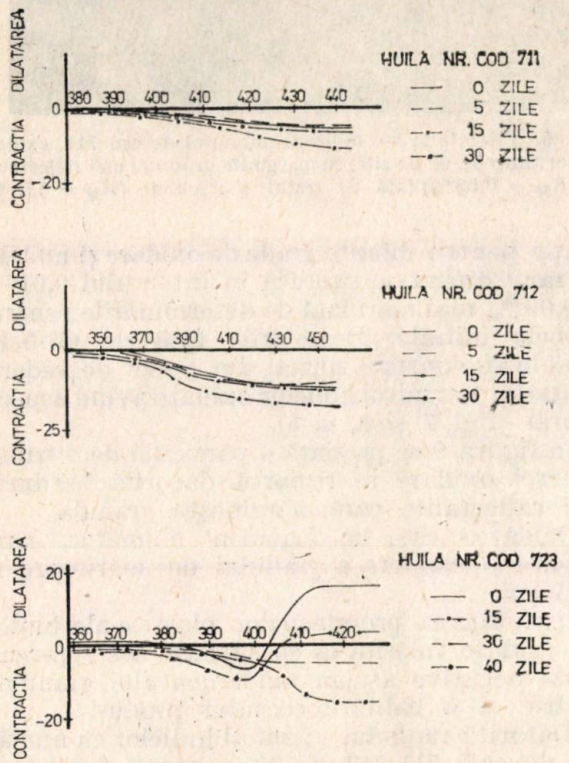


Fig. 4. Curbele dilatometrice ale huilelor cu numărul de cod 711, 712, 723, oxidate în aer, în perioade diferite de timp

stocare, dilatarea trece printr-un maximum, după care urmează o scădere bruscă a valorilor lui *b* (fig. 5). Explicaţia acestui fenomen poate fi pusă pe seama faptului că, după 15 zile de expunere în aer, fluiditatea maximă a acestor cărbuni scade simţitor. Această scădere a fluidităţii huilelor poate determina creşterea dilatării, deoarece fluiditatea scăzută măreşte rezistenţa stratului plastic la evoluţia gazelor, astfel încît acestora le este necesar un timp mai îndelungat pentru a părăsi masa fluidă de cărbune.

În cazul huilelor cu volatile joase (cu numărul de cod 334 şi 435), dilatarea descreşte pe măsura creşterii duratei de depozitare. Scăderea dilatării în cazul huilelor cu volatile joase are loc mai lent decît în cazul celorlalte huile studiate, deoarece gradul de carbonificare ridicat implică adsorbţia unor procente mai mici de oxigen. În cazul acestor huile, nu se observă creşterea dilatării, datorită fluidităţii iniţiale foarte scăzute a cărbunilor (fig. 6).

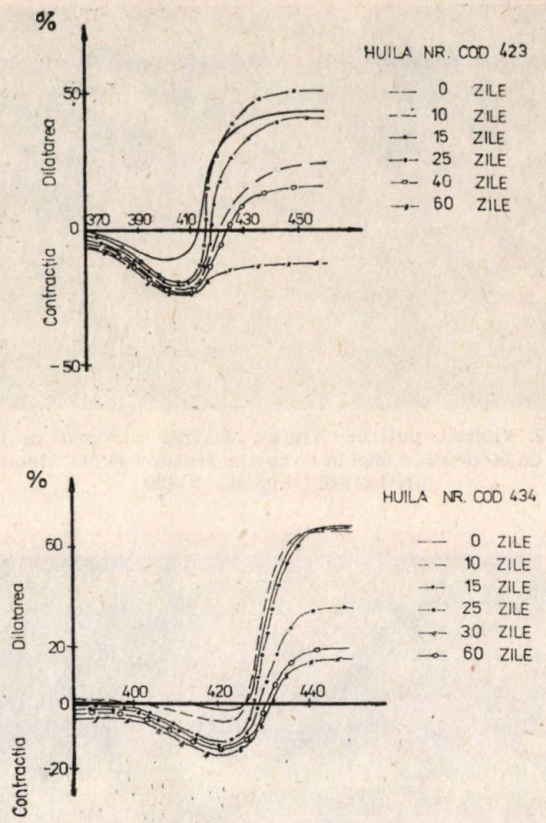


Fig. 5. Curbele dilatometrice ale huilelor cu numărul de cod 423 şi 434, oxidate în aer între 10 şi 60 de zile

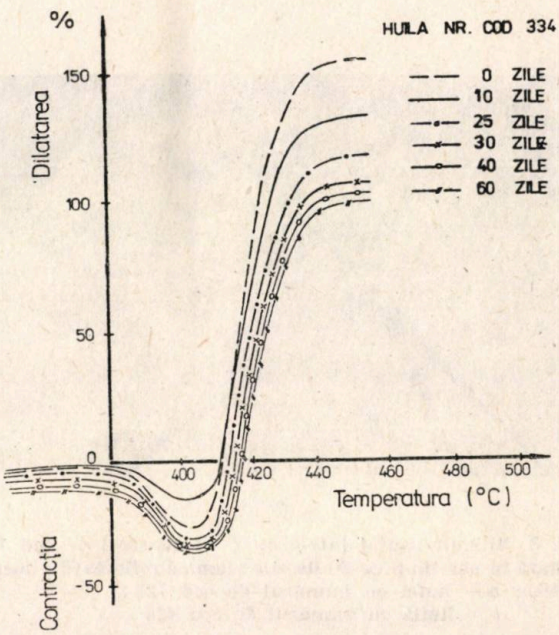
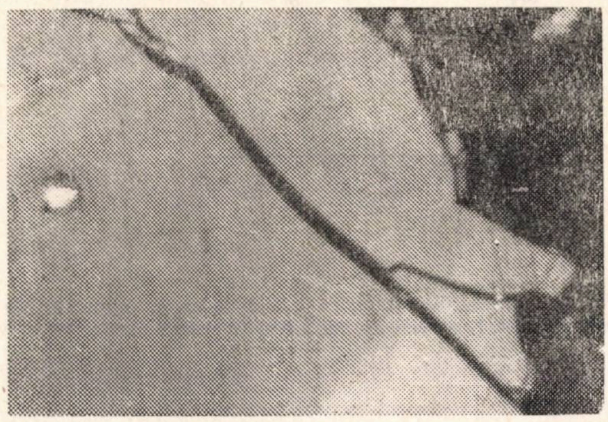


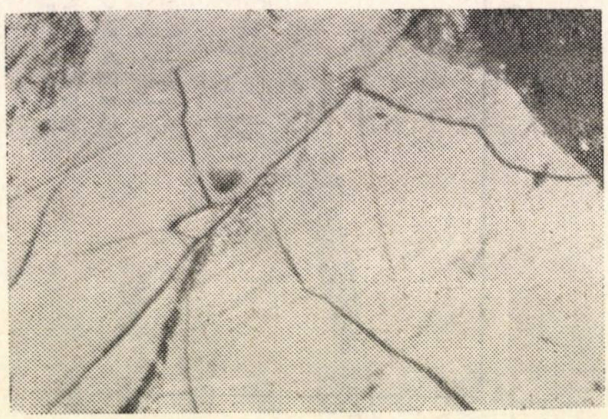
Fig. 6. Curbele dilatometrice ale huilei cu numărul de cod 334, oxidată în aer între 10 şi 60 zile

În cazul huilelor cu volatile ridicate, transportul pe mare este dezavantajos datorită oxidabilităţii ridicate a acestora.

Fig. 7. Vitrinit puternic fisurat, datorită oxidării în aer timp de 50 de zile a unei huile cu numărul de cod 711 ; lumină reflectată ; imersie × 480



a



b

Fig. 8. Vitrinit fisurat într-o huilă cu numărul de cod 723, oxidată în aer timp de 60 de zile ; lumină reflectată ; imersie × 480 : *a* — huilă cu numărul de cod 723 ; *b* — huilă cu numărul de cod 434

În ceea ce privește caracteristicile petrografice ale huilelor oxidate, din determinările de reflectanță medie a vitrinitului se remarcă valori apropiate pentru durate diferite de depozitare. Diferențele existente între valorile reflectanței pentru diferite grade de oxidare și huilele de rang diferit se situează în intervalul 0,01—0,09%, mai mari față de determinările pentru probele inițiale. Deosebirile față de probele inițiale se constată numai din punct de vedere calitativ, vitrinitul huilelor oxidate având aspect fisurat (fig. 7 și 8, *a*, *b*).

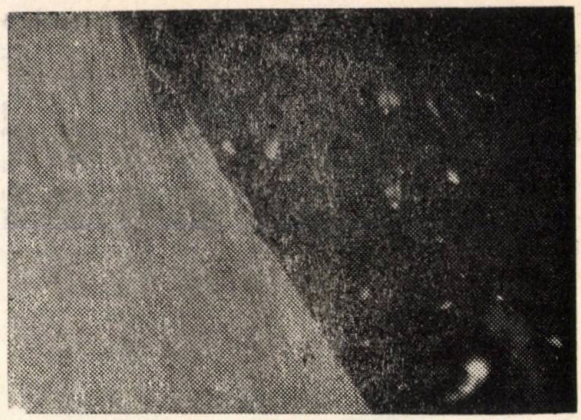


Fig. 9. Vitrinit într-o huilă cu numărul de cod 711, oxidat în aer timp de 60 de zile, cu marginile granulei mai reflectant x ($R_M = 0{,}53\%$) față de restul particulei ($R_M = 0{,}51\%$

În figura 9 se prezintă o particulă de vitrinit a cărei oxidare se remarcă datorită bordurii mai reflectante care mărginește granula.

Oxidarea este un fenomen dăunător, care implică o creștere a gradului de mărunțire a huilelor.

Înrăutățirea proprietăților plastice ale huilelor oxidate folosite la cocsificare are repercusiuni negative asupra randamentului granulometric și a calității cocsului produs.

Datorită rangului scăzut al huilelor cu numărul de cod 711,712 și 723 a căror degradare prin stocarea în aer este accentuată, se recomandă ca folosirea acestora să nu depășească 15 zile de la intrarea lor în depozitul descoperit.

Huilele tip indice (cod 423 și 434) se oxidează mai lent, însă, datorită preoxidării în timpul transportului, se recomandă utilizarea acestora în maximum 15—20 de zile de la depozitare.

Huilele cu volatile joase (cod 334 și 435) adsorb cantități mai mici de oxigen în timpul depozitării. Cu toate acestea, și aceste sorturi trebuie folosite în cel mult 20—30 de zile de la stocare, datorită preoxidării în timpul transportului pe mare.

În cazul în care huilele care urmează să fie folosite în rețetele de cocsificare nu pot fi utilizate în intervale utile de timp, ținînd seama de rangul acestora, în vederea reducerii degradării lor în depozite, se recomandă etanșeizarea suprafeței stivelor cu ajutorul unor folii din mase plastice. De asemenea, pentru împiedicarea pătrunderii aerului în spațiile intergranulare, stiva se poate presa.

BIBLIOGRAFIE

[1] Lowry, H. H. *Chimia utilizării cărbunilor.* New York, 1963.

[2] Wachowska, H., Biswanath, Nandi şi Montgomery, D. *Studii privind influenţa oxidării cărbunilor asupra proprietăţilor dilatotermice.* În: Fuel, Anglia, nr. 7, 1974.

[3] Eppels, K. *Degradarea prin oxidare a huilelor.* Simpozion RAG, Essen, 1983.

[4] Crelling, J. C., Raymond, H. Schrader, Louis, G. Benedict. *Efectul oxidării huilelor asupra proprietăţilor de cocsificare a acestora şi a calităţii cocsului.* În: Fuel, Anglia, nr. 7, 1979.

[5] Samir, Sar, Kas. *Efectul oxidării asupra proprietăţilor de aglutinare-cocsificare a huilelor.* În: Fuel Anglia, nr. 6, 1980.

[6] Daniel, J. Maloney, Robert, G. Jenkins şi Philip, L. Walker jr. *Oxidarea în aer la temperatură joasă a cărbunilor aglutinanţi. Efectul asupra proprietăţilor de înmuiere şi umflare.* În: Fuel, Anglia, nr. 2, 1982.

[7] Albăstroiu, P., Predeanu, Georgeta, Grecu, O. *Stabilirea influenţei calităţii cărbunilor asupra randamentului de cocs.* Cercetări Metalurgice, Bucureşti, ICEM, vol. 29, 1988.

REVISTA REVISTELOR

ISIJ International, Japonia, nr. 4, 1989

Producţia şi tehnologia în industria siderurgică japoneză în anul 1988, p. 259. Un model matematic de predicţie a distribuţiei granulometrice la alimentarea cu aglomerat multicomponent, p. 274 — Formarea magnetitei poroase în fazele iniţiale ale reducerii în stare solidă a hematitei cu fier metalic, p. 345 — Rolul agitării cu bule de gaz dispersate în elaborarea oţelului, p. 284 — Mecanismul generării prafului într-un convertizor cu o cantitate minimă de zgură, p. 291 — Defosforarea aliajului de fier-crom cu topitura de Ca—CaF_2 în timpul rafinării electrice sub zgura, p. 300 — Caracteristicile jeturilor cu bule de aer şi cu apă într-un recipient cilindric cu insuflare prin partea inferioară, p. 309 — Activitatea zgurelor pe bază de Na_2O şi CaO folosite pentru defosforarea oţelului, p. 318 — Conductivitatea electrică a zgurelor topite de furnal cu conţinut ridicat de alumină, p. 348 — Modelarea fluxului de fluide şi a transferului de căldură la umplerea formelor, p. 324 — — Efectele Ti şi Al asupra rezistenţei la rupere la fluaj şi asupra microstructurii aliajelor 30Cr—60Ni, p. 333 — Caracteristicile fundamentale ale ajutajului ţevilor cu reţinerea apei pe o placă, la răcirea laminatelor plate, p. 339.

ISIJ International, Japonia, nr. 5, 1989

Dezvoltarea aliajelor cu memorie a formei, p. 353 — Formarea fazelor X şi originea efectului de finisare a granulaţiei în aliajele de Cu—Al—Ni cu memorie a formei cu adaos de titan, p. 378 — Influenţa îmbătrînirii prin călire ulterioară în faza beta asupra caracteristicilor de transformare şi proprietăţilor fizice şi mecanice ale martensitei în aliajele Cu—Al—Ni cu memorie a formei, p. 388 — Efectul tratamentelor termice asupra fazelor martensitice formate termic în aliajele Cu—Al—Ni monocristaline cu memorie a formei, p. 359 — Caracteristicile morfologice ale martensitei ortorombice în aliajele Ti—Ni— —Cu cu memoria formei, p. 404 — Calorimetria şi analiza transformării martensitice în trepte a aliajelor Ni—Ti, p. 412 — Influenţa tratamentului termic asupra comportării mecanice a aliajelor Ni—Ti, p. 417 — Transformările morfologice asociate cu transformările fazei R şi martensitice în monocristalele Ti—Ni, p. 423 — Transformarea martensitică în aliajele Ti—Pb—Cr, p. 430 — Efectul de memorie a formei în cazul martensitei din tabla subţire cu histerezis termic mare în aliajele Fe—Ni—Co— —Ti îmbătrînite în stare austenitică, p. 438.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 13, 1989

Experienţa cu un cuptor de împingere cu vatră mobilă, din uzina Troisdorf a firmei Klöckner Stahl GmbH, p. 625 — Îmbunătăţirea măsurării temperaturii fără contact la laminarea benzilor la cald din oţel, p. 631 — Laminarea fără bucle cu tiraj controlat a oţelurilor inoxidabile austenitice şi feritice la un laminor finisor de bandă laminată la cald, p. 637 — Reducerea uzurii elementelor de construcţie din instalaţiile de galvanizare a benzii, p. 643 — Efectele metalurgice ale tratamentului cu calciu al topiturilor de oţel asupra prelucrabilităţii, p. 651.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 14/15, 1989

Sistem de informare pentru menţinerea cifrelor de bază ale laminoarelor, p. 681 — Controlul asistat de calculator al cuptorului de forjă cu optimizarea încărcăturii şi curba de încălzire, ca şi determinarea momentului de descărcare, p. 689 — Separarea economică în atelierele de forjare şi presare, p. 695 — — Fenomene de degradare în încărcătura unui furnal răcit cu azot, p. 701 — Influenţa temperaturii şi impurităţilor asupra precipitării carbonitrurii de titan din fontă brută şi compoziţia sa, p. 709.

Căi de reducere a consumului de piese de schimb în siderurgie

Ing. A. Gavril, ing. I. Nicolae
și ing. I. Miica
Combinatul Siderurgic Hunedoara

CZ : 669.1 : 621.81

Solicitările mecanice, termice și chimice intense din industria siderurgică duc la limitarea duratei de viață la marea majoritate a pieselor. Înlocuirea pieselor uzate duce la cheltuieli importante, iar opririle bruște au efecte negative și asupra producției fizice. Activitatea de întreținere mecanică constă nu numai din înlocuirea pieselor uzate, ci și din găsirea unor soluții tehnice, tehnologice și constructive care să ducă la mărirea duratei de viață și la reducerea consumului de piese.

La proiectarea pieselor, proiectantul trebuie să ia toate măsurile pe baza datelor de care dispune pentru a asigura o durabilitate practic nelimitată pentru piese solicitate deosebit, pe o perioadă îndelungată. Din cauza solicitărilor dinamice la care sînt supuse piesele în timpul funcționării nu întotdeauna dimensionarea acestora este acoperitoare. În decursul exploatării intervin noi elemente care fac ca solicitările în anumite puncte să le depășească pe cele prevăzute și luate în calcul (de exemplu cazurile în care se laminează oțeluri cu grad de deformabilitate mai redus).

Deteriorarea pieselor din cauza dimensionării necorespunzătoare, precum și datorită unor condiții de exploatare noi, poate fi constatată prin analiza consumului de piese, concomitent cu studiul felului de uzură a pieselor (ruperi la oboseală, șocuri, uzură abrazivă etc.).

Există mai multe metode pentru creșterea duratei de viață a pieselor, dar acestea se aplică numai pieselor cu deteriorări primare, conform STAS 8174—77 (deteriorări ale căror cauze directe sau indirecte nu sînt datorate unor alte piese cu care păstrează contact direct, indirect sau ocazional) [1].

În consecință, acțiunea începe prin selectarea pieselor cu deteriorări primare din totalitatea pieselor deteriorate. Etapa următoare constă în stabilirea duratei medii efective de viață, la care dificultatea apare în faptul că la un anumit nivel nu se cunoaște numărul pieselor distruse și înlocuite, ci numai numărul pieselor comandate sau executate într-o anumită perioadă, fapt care poate duce la erori.

Durata medie de viață, notată cu D_v, are valoarea :

$$D_v = \frac{\sum_1^n D}{N}$$

unde : D este durata utilizării unui tip de piesă ; N — numărul de piese distruse și înlocuite.

Deoarece nu în toate cazurile se poate stabili durata de viață a fiecărei piese în parte, aceasta se înlocuiește cu următoarea relație simplificată :

$$D_v = \frac{T}{N}$$

în care : T este intervalul de timp analizat ; N — numărul de piese înlocuite.

Este necesară stabilirea cu exactitate a datelor, deoarece, și în acest ultim caz, pot apărea erori. Atunci cînd durata medie de viață rezultată este nesatisfăcătoare, trebuie analizate din punct de vedere tehnic cauzele deteriorărilor.

La stabilirea acestora trebuie să se țină seamă de următoarele aspecte :

— să se verifice dacă este primară sau secundară și dacă piesa a fost executată în conformitate cu documentația tehnică ;

— să se stabilească cauzele deteriorării, adică a circumstanțelor legate de proiectarea, fabricarea sau realizarea piesei ;

— să se îmbunătățească capacitatea portantă a piesei, fără a acționa asupra pieselor învecinate.

Pe lîngă verificările dimensionale, trebuie să se stabilească prin analize de laborator (chimice, metalografice și fizice) dacă materialul utilizat a fost corespunzător și dacă tratamentul termic aplicat a fost cel prescris.

Asupra pieselor individuale se poate acționa în două moduri : prin schimbarea materialului, inclusiv prin aplicarea unui tratament termic superior, și prin modificarea unor dimensiuni în secțiunea periculoasă.

Marea majoritate a ruperilor fiind din cauza sarcinilor variabile, modificarea se aplică în special la variațiile de secțiune și la razele de racordare. Mai jos se vor prezenta cîteva cazuri generale de piese asupra cărora, în urma unei durate de viață necorespunzătoare, s-au luat măsuri tehnice care au dus la creșterea duratei de viață.

Modificări ale tratamentelor termice secundare. Este cazul pieselor de tipul roților de rulare și căilor de rulare pentru macarale. În ultimii ani s-a generalizat metoda de călire prin curenți de înaltă frecvență, obținînd durate de viață de 1,5 — 3 ori mai mari. Totodată, însă, modul în care se efectuează tratamentul și controlul stratului călit nu este satisfăcător. Ex-

tinderea procedeului de călire prin curenți de înaltă frecvență a stratului călit pînă la încadrarea în optim ar mări durata de viață a pieselor. O altă metodă o constituie durificarea suprafețelor prin nitrurare ionică, reprezentativă pentru mărirea duratei de viață a rolelor de ghidare de la laminoare, unde solicitările la uzură abrazivă, încălzirile locale la temperaturi de pînă la 400°C și solicitările de contact sînt mult mai bine suportate de stratul nitrurat decît de un strat durificat pe baza influenței conținutului de carbon, deoarece un strat călit superficial începe să-și micșoreze duritatea de la temperatura de aproximativ 180°C. Creșterea duratei de viață de la 1,5 la 2,5 ori s-a putut obține și la alte piese prin nitrurare ionică (de exemplu cuplajele cu furci de la acționarea cilindrilor de laminor).

Modificări de material. În funcție de materialul inițial, pentru creșterea duratei de viață a pieselor, se poate adopta următoarea ordine de înlocuire a oțelurilor:

— OL 50 netratat termic;
— OL 60 netratat termic;
— OLC 45 îmbunătățit;
— OLC 45 îmbunătățit și nitrurat;
— 35 MnSi 12 îmbunătățit și nitrurat;
— 40 Cr 10 îmbunătățit și nitrurat;
— 41 MoCr 11 îmbunătățit și nitrurat;
— 18 MnCr 10 cementat și călit;
— 21 MoMnCr 12 cementat și călit.

Enumerarea nu este limitată, însă, numai la mărcile de mai sus.

Ținînd seamă de faptul că prețul pieselor crește o dată cu gradul de aliere și cu efectuarea unor tratamente termice, se recomandă încercarea înlocuirii treptate de la oțelul inițial la următorul oțel cu caracteristici superioare.

Modificări dimensionale. Cazurile cele mai frecvente sînt ruperile arborilor la trecerile de secțiune, la care experiența arată că mărirea diametrului la prima treaptă superioară (mai mare cu 5 sau 10 mm) duce la o creștere a duratei de viață.

Din calcul rezultă faptul că, în domeniul 80—100 mm, dimensiuni frecvente la C.S Hunedoara, modificarea cu 10 mm reduce solicitarea cu 73% la încovoiere și răsucire, ceea ce face ca aceasta să ajungă sub asimptota curbei de oboseală, asigurînd un număr de cicluri practic nelimitat (fig. 1).

Exemple în acest sens pot constitui arborii din laminorul bluming 1300 mm, unde au fost rezolvate mai multe cazuri de acest gen. Problemele de gabarit, în general, sînt minore și rezolvabile.

Pentru cuplajele de la diferite construcții netehnologice intens solicitate în condițiile exploatării, se vor alege unele soluții constructive de cuplaje care nu se încadrează în normative, dar care, la același diametru al alezajului, vor avea un diametru exterior sporit care să permită preluarea unor momente de torsiune mai mari (fig. 2).

La angrenaje, creșterea capacității portante prin modificarea dimensiunilor se poate face numai prin creșterea lățimii roților dințate sau a distanțelor dintre axe. Pe de altă parte, o creștere a lățimii roților dințate este eficace numai în limita unei precizii de execuție riguroase (cel mult clasa 7 conform STAS 6273-80). Independent de lățime, executarea precisă a danturii roților duce la durate mărite de viață.

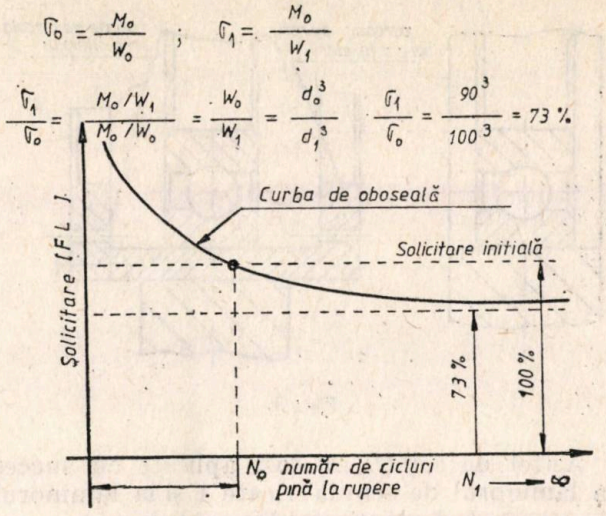


Fig. 1.

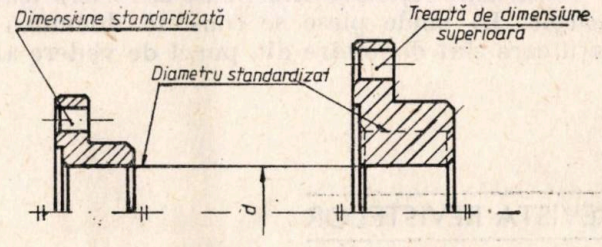


Fig. 2.

Una din dificultățile de ordin subiectiv a executării roților dințate de precizie la C.S. Hunedoara este faptul că la majoritatea proiectelor de execuție sînt prescrise clase de precizie înalte, deși necesitățile reale permit abateri mai largi. În acest fel, prescripțiile din documentații își pierd valabilitatea, existînd posibilitatea de a fi neglijate în cazurile în care acestea sînt absolut necesare. Situația poate fi remediată printr-o colaborare între personalul de întreținere, de execuție a pieselor și proiectare.

Modificări de asamblare. În cazurile în care nu se obțin rezultate prin ridicarea capacității portante a unei piese, sînt posibile modificări de amploare privind subansamblul din care face parte. Astfel, desființarea acționării în grup a căilor cu role de la laminorul de 1000 mm și înlocuirea cu acționare individuală au dus la o economie substanțială de piese de schimb, precum și la unele îmbunătățiri tehnologice.

Deteriorări secundare. În cazul unor deteriorări secundare sistematice se poate acționa prin unele măsuri constructive. Astfel, prin modificarea unor dispozitive de reținere a corpurilor de rulare în reductoare se evită distrugerea angrenajelor și chiar a carcasei.

Corpurile de rulare sparte sînt reținute de către dispozitivul montat suplimentar fără a se produce pagube (fig. 3), iar instalația se oprește la timp în urma sesizării zgomotului specific care se produce.

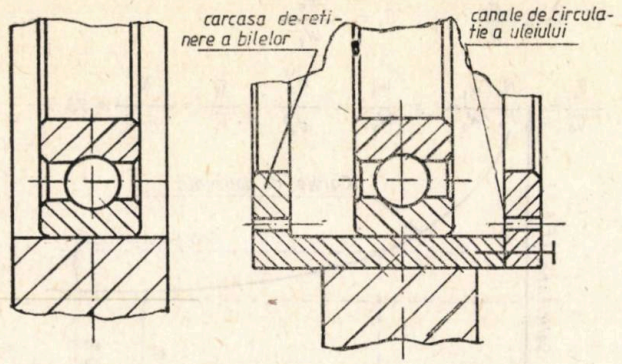


Fig. 3.

Astfel de soluții au fost aplicate cu succes la laminorul de semifabricate I și la laminorul de sîrmă I de la C. S. Hunedoara.

Construcții raționale din punct de vedere tehnologic. La unele piese se constată documentații care sînt deficitare din punct de vedere al execuției raționale, cu cheltuieli minime. Se impun, la aceste piese, analiza și reproiectarea în în sensul ușurării posibilităților de execuție și realizării în condiții raționale, ceea ce constituie o cale de creștere a cantității de piese realizate.

Recondiționarea și recuperarea pieselor. O altă cale de reducere a consumului de piese o constituie recuperarea și recondiționarea acestora, scoase din agregate cu sau fără uzuri pronunțate.

Organizarea rațională a aprovizionării și stocării pieselor de schimb. Un sistem general și rațional în acest sens trebuie să ducă la următoarele posibilități [3]:

— depistarea cauzelor în vederea luării măsurilor menționate mai sus;

— stabilirea și stocarea pieselor de schimb de necesitate vitală care trebuie să asigure funcționarea agregatelor instalațiilor etc.;

— stabilirea unui normativ de consum real pentru piesele a căror uzură nu poate fi eliminată prin procedeele tehnice actuale;

— stabilirea unor procedee diversificate de recondiționare, inclusiv anumite dimensiuni cu trepte de uzură.

BIBLIOGRAFIE

[1] STAS 7174/1-77 *Fiabilitate. Terminologie*

[2] Buzdugan, Gh., Blumenfeld, M. *Calculul de rezistență a pieselor de mașini.* București, Editura Tehnică. 1980.

[3] Grosu, V. ș.a. *Întreținerea și repararea utilajelor siderurgice.* București, Editura didactică și pedagogică, 1985.

REVISTA REVISTELOR

Giesserei, R.F.G., nr. 13/14, 1989

Turnătorii din întreaga lume pregătesc viitorul — Cel de-al 56-lea Congres internațional asupra turnătoriei a avut un mare succes, p. 429 — Calitatea suprafeței și precizia dimensională a pieselor turnate pentru utilizări în viitor — for tehnic la cel de-al 56-lea congres internațional de turnătorie, 1989, p. 438 — Cel de-al 56-lea congres internațional de turnatorie — Afișe, p. 440 — Referate de specialitate susținute la cel de-al 56-lea congres internațional de turnătorie, p. 444 — A 80-a sesiune a membrilor Verein Deutscher Giessereifachleute (Uniunea turnătorilor din R.F.G.), p. 449 — Sinteză bibliografică anuală de turnare sub presiune. Partea a 2-a. Tehnologie (urmare 26), p. 453.

Giesserei, R.F.G., nr. 15, 1989

GIFA '89: Perspectivele turnării. Cel de-al 7-lea tîrg internațional de turnătorie de la Düsseldorf, p. 465 — GIFA '89: Vizitatori-manifestări științifice-contractări, p. 471 — Utilizarea tehnologiilor de vîrf în domeniul turnării — expoziția specială organizată la GIFA '89, p. 475 — Cercetarea în domeniul turnării, destinată producției — un studiu special al institutelor, prezentat la GIFA' 89, p. 485 — Turnătoria albă. Metode de îmbunătățire a condițiilor de lucru — expoziție specială prezentată la GIFA '89, p. 497 — Cast Art — sculpturi contemporane turnate. Expoziție specială prezentată la GIFA' 89, p. 497 — Sinteză bibliografică anuală a cubiloului (urmare 26), p. 500.

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 7, 1989

Necesitatea, posibilitățile și concepțiile de soluționare ale unei bănci de metode pentru planificarea secvențială în turnătorii, p. 207— Test privind sistemele de planificare a producției și control, p. 208 — Utilizarea instalațiilor electronice de date în turnătoriile de fontă, oțel și fontă maleabilă, p. 213 — Utilizarea rețelelor locale la planificarea și controlul producției prin exemplul uzinei VEB Metallgusswerk Wernigerode, p. 219 — Sistem de program pe bază de BC/PC pentru sisteme de organizare a comisiei și preparare, p. 221 — Realizarea proceselor de informare și comunicare pentru operatorii de la pupitrul de comandă din punct de vedere al organizării muncii științifice, p. 224.

Dr. mat. N. N. Teodorescu
și ing. L. Ducman
ICEM

Considerații geometrice referitoare la deformarea corpurilor cilindrice tubulare (I)

CZ : 539.374

Se va considera un corp deformabil omogen și izotrop, dublu conex, mărginit de două suprafețe de rotație, simetric față de un plan median perpendicular pe axa de rotație și limitat de două plane situate la distanță egală de planul median.

Se alege un sistem de coordonate carteziene luînd planul median ca plan x o y și axa de simetrie ca axă oz.

Se va presupune că deformarea se produce în următoarele condiții :

1°-secțiunile plane paralele cu planul x o y înainte de deformație rămîn plane și paralele cu planul x o y și după deformație ;

2°-planul $z = 0$ rămîne invariant la deformație ;

3°-cercurile $x^2 + y^2 = \text{constant}$, situate în plane paralele cu $z = 0$, se transformă tot în cercuri de acest fel ;

4°-planele care trec prin axa oz sînt invariante la deformație ;

5°-există o deformație astfel încît corpul să ocupe mulțimea :

$$\{(x, y, z) \in \mathbb{R}^3 \mid R_{int}^2 \leqslant x^2 + y^2 \leqslant R_{ext}^2, -h \leqslant z \leqslant h\}$$

6°-volumul corpului înainte de deformație este egal cu volumul corpului după deformație.

1. Calculul deformațiilor finite

Dacă se notează cu $\bar{x}$, $\bar{y}$, $\bar{z}$ coordonatele unui punct (x, y, z) după deformare, conform ipotezelor *1°*, *2°*, *3°*, *4°* se poate scrie :

$$\bar{x} = xV(r, z)$$

$$\bar{y} = yV(r, z)$$

$$\bar{z} = \varphi(z)$$

unde s-a notat :

$$r = \sqrt{x^2 + y^2}$$

Conform ipotezei *6°*, trebuie să fie :

$$\frac{D(\bar{x}, \bar{y}, \bar{z})}{D(x, y, z)} = 1$$

de unde rezultă :

$$V^2 + rV\frac{\partial V}{\partial r} = \frac{1}{\dfrac{\partial \varphi(z)}{\partial z}}$$

Integrînd ecuația de mai sus, se va obține :

$$V(r, z) = \sqrt{\frac{1}{\dfrac{\partial \varphi(z)}{\partial z}} + \frac{A(z)}{r^2}}$$

Conform celor considerate anterior, rezultă :

— **Lema 1.** Dacă deformarea corpului se produce verificînd ipotezele *1°*, *2°*, *3°*, *4°*, *6°*, atunci rezultă relațiile :

$$\bar{r} = \sqrt{\frac{r^2}{\dfrac{\varphi \partial(z)}{\partial z}} + A(z)} \qquad (1)$$

$$\bar{z} = \varphi(z)$$

În continuare, se prezintă un caz particular de deformare.

2. Compresiunea corpurilor cilindrice tubulare

Se presupune că în „starea inițială" corpul ocupă mulțimea :

$$\{(x, y, z) \in \mathbb{R}^3 \mid R_{int}^2 \leqslant x^2 + y^2 \leqslant R_{ext}^2; -h \leqslant z \leqslant h\}$$

După deformare înălțimea corpului devine $\bar{h}$. Prin definiție, raportul :

$$\lambda = \frac{h}{\bar{h}}$$

se va numi **coeficient de reducere.** Rezultă : $\lambda \in [1, \infty)$.

După deformarea de parametru λ, conform lemei 1, trebuie să existe relații de forma :

$$\bar{R}_{int}^2 = \Phi(\lambda ; z, h, R_{int}^2, R_{ext}^2)$$

$$\bar{R}_{ext}^2 = \frac{R_{ext}^2 - R_{int}^2}{\dfrac{\partial \varphi(\lambda ; z, h, R_{int}^2, R_{ext}^2)}{\partial z}} +$$

$$+ \Phi(\lambda ; z, h, R_{int}^2 R_{ext}^2) \qquad (2)$$

$$\bar{h} = \frac{h}{\lambda}$$

$$z = \varphi(\lambda ; z, h, R_{int}^2, R_{ext}^2)$$

Prin urmare, deformarea este determinată de (1) și de următorul element din $\mathbb{R}^5$:

$$D(\lambda) \overset{def}{=} (\lambda\,;\ \bar{z},\ \bar{h},\ \bar{R}^2_{int},\ \bar{R}^2_{ext})$$

Familia $\{D(\lambda)\}_{\lambda\in[1,\infty)}$ poate fi ordonată în felul următor: dacă $\lambda_1 \leqslant \lambda_2$ se va scrie prin definiție :

$$D(\lambda_1) \xrightarrow{\frac{\lambda_2}{\lambda_1}} D(\lambda_2)$$

Conform ipotezelor $1°-5°$ se va cere ca de la $D(\lambda_1)$ să se poată trece la $D(\lambda_2)$ printr-o deformare de parametru $\frac{\lambda_2}{\lambda_1}$. În acord cu lema 1 și cu formulele (2) trebuie să fie :

$$\begin{aligned}
&\Phi(\lambda'\,;,\ \bar{z},\ \bar{h},\ \bar{R}^2_{int},\ \bar{R}^2_{ext}) = \\
&= \Phi(\lambda\lambda'\,;\ z,\ h,\ R^2_{int},\ R^2_{ext}) \\
&\varphi(\lambda'\,;\ \bar{z},\ \bar{h},\ \bar{R}^2_{int},\ \bar{R}^2_{ext}) = \qquad (3)\\
&= \varphi(\lambda\lambda'\,;\ z,\ h,\ R^2_{int},\ R^2_{ext})
\end{aligned}$$

unde : $\bar{z}$, $\bar{h}$, $\bar{R}^2_{int}$, $\bar{R}^2_{ext}$ sînt redați de relațiile (2).

La relațiile (3) trebuie să se adauge condițiile :

$$\begin{aligned}
&\Phi(1\,;\ z,\ h,\ R^2_{int},\ R^2_{ext}) = R^2_{int} \\
&\varphi(1\,;\ z,\ h,\ R^2_{int},\ R^2_{ext}) = z \qquad (4)\\
&\varphi(\lambda\,;\ h,\ h,\ R^2_{int},\ R^2_{ext}) = \frac{h}{\lambda} \\
&\varphi(\lambda\,;\ 0,\ h,\ R^2_{int},\ R^2_{ext}) = 0
\end{aligned}$$

Din relațiile (1), (3), (4) rezultă :

— **Lema 2.** Relațiile (1) determină un semigrup L i e cu un parametru, iar diagrama :

$$\begin{array}{ccc}
D(\lambda) & \xrightarrow{\frac{\lambda_1}{\lambda}} & D(\lambda_1) \\
\Big\downarrow{\scriptstyle \frac{\lambda_2}{\lambda}} & & \Big\downarrow{\scriptstyle \frac{\lambda'}{\lambda_1}} \\
D(\lambda_2) & \xrightarrow[\frac{\lambda'}{\lambda_2}]{} & D(\lambda')
\end{array}$$

este comutativă.

Observația 1. Formulele (3) și lema 2 reprezintă de fapt o nouă ipoteză care trebuie adăugată condițiilor $1°-5°$. Această ipoteză este destul de bine verificată experimental.

Derivînd relația (3) în raport cu λ, făcînd $\lambda = 1$ și ținînd seamă de relația (4), schimbînd $\lambda' \to \lambda$ și notînd :

$$\varphi'(1\,;\ z,\ h,\ R^2_{int},\ R^2_{ext}) =$$

$$= \left.\frac{\partial\varphi(\lambda\,;\ z,\ h,\ R^2_{int},\ R^2_{ext})}{\partial\lambda}\right|_{\lambda=1}$$

$$\Phi'(1\,;\ z,\ h,\ R^2_{int},\ R^2_{ext}) =$$

$$= \left.\frac{\partial\Phi(\lambda\,;\ z,\ h,\ R^2_{int},\ R^2_{ext})}{\partial\lambda}\right|_{\lambda=1}$$

rezultă :

— **Lema 3.** Funcțiile $\varphi(\lambda\,;\ z,\ h,\ R^2_{int},\ R^2_{ext})$ și $\Phi(\lambda\,;\ z,\ h,\ R^2_{int},\ R^2_{ext})$ verifică ecuația :

$$\begin{aligned}
&-\lambda\frac{\partial F}{\partial\lambda} + \varphi'(1\,;\ z,\ h,\ R^2_{int},\ R^2_{ext})\frac{\partial F}{\partial z} - \qquad (5)\\
&-h\frac{\partial F}{\partial h} + \Phi'(1\,;\ z,\ h,\ R^2_{int},\ R^2_{ext})\frac{\partial F}{\partial R^2_{int}} + \\
&+\left[\Phi'(1,\ z,\ h,\ R^2_{int},\ R^2_{ext}) - (R^2_{ext} - R^2_{int})\times\right. \\
&\left.\times\frac{\partial\varphi'(1,\ z,\ h,\ R^2_{int},\ R^2_{ext})}{\partial z}\right]\frac{\partial F}{\partial R^2_{ext}} = 0
\end{aligned}$$

Din relația (5) și din teoria grupurilor L i e rezultă că integralele prime ale sistemului diferențial :

$$\begin{aligned}
&\frac{dz}{\varphi'(1\,;\ z,\ h,\ R^2_{int},\ R^2_{ext})} = \\
&= \frac{dh}{-h} = \frac{dR^2_{int}}{\Phi'(1\,;\ z,\ h,\ R^2_{int},\ R^2_{ext})} = \\
&= \frac{-dR^2_{ext}}{\Phi'(1\,;\ z,\ h,\ R^2_{int},\ R^2_{ext}) - \\
&\quad -(R^2_{ext} - R^2_{int})\dfrac{\partial\varphi'(1\,;\ z,\ h,\ R^2_{int},\ R^2_{ext})}{\partial z}}
\end{aligned}$$

sînt invarianți pentru semigrupul de transformări (2). Rezultă, deci, că există trei integrale prime independente. Prin urmare rezultă :

— **Lema 4.** Există trei funcții $\alpha_i : E \subset \mathbb{R}^4 \to \mathbb{R}$, $i \in \{1,\ 2,\ 3\}$ având jacobianul de rang maxim, invariante față de (2). Adică :

$$\begin{aligned}
&\alpha_i(\bar{z},\ \bar{h},\ \bar{R}^2_{int},\ \bar{R}^2_{ext}) = \alpha_i(z,\ h,\ R^2_{int},\ R^2_{ext}), \\
&\qquad i \in \{1,2,3\}\} \qquad (6)
\end{aligned}$$

Teorema 1. Funcţia φ nu depinde de h, R_{int}, R_{ext}.

Pentru demonstraţie se va observa că:

$$\varphi(1\,;\ h,\ 0,\ R^2_{int},\ R^2_{ext}) = 0$$

Se poate considera φ ca fiind o hipersuprafaţă integrală a ecuaţiei (5) care trece prin varietatea:

$$\lambda = 1\,;\ z = 0 \qquad (7)$$

Sistemul diferenţial asociat ecuaţiei (5) şi lema 4 duc la următoarele integrale prime:

$$\frac{h}{\lambda} = C_4$$

$$\alpha_i(z,\ h,\ R^2_{int},\ R^2_{ext}) = C_i \quad i \in \{1,2,3\} \qquad (8)$$

Eliminînd λ, z, h, R^2_{int}, R^2_{ext} între relaţiile (7) şi (8) se va obţine o relaţie de forma:

$$C_4 - F(C_1,\ C_2,\ C_3) = 0$$

de unde rezultă că:

$$\varphi(\lambda\,;\ z,\ h,\ R^2_{int},\ R^2_{ext}) = \frac{h}{\lambda} - F(\alpha_1,\ \alpha_2,\ \alpha_3)$$

Punînd în relaţia de mai sus $\lambda = 1$ se obţine conform cu ecuaţia (4):

$$F(\alpha_1,\ \alpha_2,\ \alpha_3) = h - z$$

deci:

$$\varphi(\lambda\,;\ z,\ h,\ R^2_{int},\ R^2_{ext}) = z + \frac{h}{\lambda} - h$$

ceea ce este imposibil, deoarece, punînd $z = 0$ rezultă, conform cu (4), că $\lambda \equiv 1$.

Rezultă, deci, că φ nu poate depinde de toate variabilele λ, z, h, R^2_{int}, R^2_{ext}. Un raţionament analog cu cel de mai sus arată că φ nu depinde decît de λ şi de z şi teorema este demonstrată.

Conform teoremei 1 şi relaţiilor (5), funcţia φ verifică ecuaţia:

$$-\lambda\frac{\partial\varphi}{\partial\lambda} + \varphi'(1\,;\ z)\frac{\partial\varphi}{\partial z} = 0$$

Sistemul diferenţial asociat:

$$\frac{d\lambda}{-\lambda} = \frac{dz}{\varphi'(1\,;\ z)}$$

admite o integrală primă de forma: $\lambda\psi(z) =$ constant.

Deci: $\varphi(\lambda\,;z) = f[\lambda\psi(z)]$ şi cum $\varphi(1\,;\ z) = z$ rezultă:

— **Lema 5.** Funcţia φ este dată de relaţia:

$$\varphi(\lambda\,;\ z) = \psi^{-1}[\lambda\psi(z)] \qquad (9)$$

Sistemul diferenţial asociat ecuaţiilor (5) devine conform cu relaţia (9):

$$\frac{d\lambda}{-\lambda} = \frac{\psi'(z)\,dz}{\psi(z)} = \frac{dh}{-h} =$$

$$= \frac{dR^2_{int}}{\Phi'(1\,;\ z,\ h, R^2_{int}, R^2_{ext})} =$$

$$= \frac{dR^2_{ext}}{\Phi'(1,z,h,R^2_{int},R^2_{ext}) - (R^{2x}_{ext} - R^2_{ext})\left[\dfrac{\psi(z)}{\psi^2(z)}\right]'}$$

şi admite integrale prime de forma:

$$\alpha_1 = h\,\psi(z) = \text{constant}$$

$$\alpha_2 = \frac{\psi(z)}{\psi'(z)}(R^2_{ext} - R^2_{int}) = \text{constant}$$

$$\alpha_3 = \alpha_3(z,\ h,\ R^2_{int},\ R^2_{ext}) = \text{constant}$$

Eliminînd h şi z din relaţiile de mai sus, se obţine o integrală primă de forma:

$$\rho = \rho(R^2_{int},\ R^2_{ext},\ \alpha_1,\ \alpha_2) = \text{constant}$$

de unde rezultă:

— **Lema 6.** Există următorii invarianţi ai transformării (2):

$$\alpha_1 = h\psi(z)$$

$$\alpha_2 = \frac{\psi(z)}{\psi'(z)}(R^2_{ext} - R^2_{int}) \qquad (10)$$

$$\rho = \rho(R^2_{int},\ R^2_{ext},\ \alpha_1,\ \alpha_2)$$

Observaţia 2. Conform cu relaţiile (2) şi (10), cunoaşterea invariantului ρ permite determinarea funcţiei $\Phi(\lambda\,;\ z,\ h,\ R^2_{int},\ R^2_{ext})$ din ecuaţia:

$$\rho\left(\Phi,\ \frac{R^2_{ext} - R^2_{int}}{\dfrac{\partial\psi^{-1}[\lambda\psi(z)]}{\partial z}} + \Phi,\ \alpha_1,\ \alpha_2\right) =$$

$$= \rho\,(R^2_{int},\ R^2_{ext},\ \alpha_1,\ \alpha_2) \qquad (11)$$

Rezolvînd ecuaţia (11) se obţine :

$$\Phi(\lambda;\ z,\ h,\ R_{int}^2,\ R_{ext}^2) = \Phi(\lambda;\ z,\ \alpha_1,\ \alpha_2,\ \rho)$$

Notînd :

$$A(\lambda;\ z) \overset{def}{=} \left[\Phi(\lambda;\ z,\ \alpha_1,\ \alpha_2,\ \rho) - \right.$$

$$\left. - \frac{R_{int}^2}{\lambda\psi'(z)\,\dfrac{d\psi^{-1}[\lambda\psi(z)]}{d[\lambda\psi(z)]}}\right] \lambda\psi(z)\,\frac{d\psi^{-1}[z\psi(z)]}{d[\lambda\psi(z)]}$$

conform cu (1), se ajunge la determinarea funcţiei $A(\lambda;\ z)$ din semigrupurile :

$$\bar{r}^2 = \frac{r^2}{\dfrac{\partial\varphi(\lambda;\ z)}{\partial z}} + A(\lambda;\ z) \qquad (12)$$

$$\bar{z} = \varphi(\lambda\ ;\ z) \qquad (13)$$

$$\varphi(1\ ;\ z) = z, \quad A(1\ ;\ z) = 0 \qquad (14)$$

Condiţia de semigrup revine la :

$$A[\lambda';\ \varphi(\lambda;\ z)] + \frac{\dfrac{\partial\varphi(\lambda;z)}{\partial z}\cdot A(\lambda;\ z)}{\dfrac{\partial\varphi(\lambda\lambda';\ z)}{\partial z}} = A(\lambda\lambda';z) \qquad (15)$$

Derivînd (15) în raport cu λ' şi făcînd $\lambda' = 1$ se obţine :

$$\frac{\partial A(\lambda;z)}{\partial\lambda} + \frac{\partial}{\partial\lambda}\left[\ln\frac{\partial\varphi(\lambda;z)}{\partial z}\right]A(\lambda;\ z) =$$

$$= \frac{1}{\lambda}\,A'[1;\ \varphi(\lambda;\ z)]$$

Substituţia :

$$A(\lambda;\ z) = \frac{1}{\dfrac{\partial\varphi(\lambda;z)}{\partial z}}\cdot B(\lambda;\ z)$$

duce la ecuaţia :

$$\frac{\partial B(\lambda;\ z)}{\partial\lambda} = \frac{1}{\lambda}\cdot\frac{\partial\varphi(\lambda;\ z)}{\partial z}\cdot A'[1;\ \varphi(\lambda;\ z)]$$

sau, conform cu lema 5, duce la relaţia :

$$\frac{\partial B(\lambda;z)}{\partial\lambda} = \frac{d\psi^{-1}[\lambda\psi(z)]}{d[\lambda\psi(z)]}\cdot\psi'(z)\cdot A'(1;\psi^{-1}[\lambda\psi(z)])$$

de unde rezultă, cu condiţia ca $B(1;\ z)$ să fie egal cu 0 (din 14) :

$$B(\lambda;\ z) = \psi'(z)\int_1^{\lambda}\frac{d\psi^{-1}[\lambda\psi(z)]}{d[\lambda\psi(z)]}\times$$

$$\times\ A'(1;\ \psi^{-1}[\lambda\psi(z)]\,d\lambda =$$

$$= \frac{\psi^2(z)}{\psi(z)}\int_{\psi(z)}^{\lambda\psi(z)}\frac{d\psi^{-1}(t)}{dt}A'[1;\ \psi^{-1}(t)]\,dt =$$

$$= \frac{\psi'(z)}{\psi(z)}\int_{\psi(z)}^{\lambda\psi(z)}[A'[1;\ \psi^{-1}(t)]\,d\psi^{-1}(t) =$$

$$= \frac{\psi'(z)}{\psi(z)}(F(\psi^{-1}[\lambda\psi(z)]) - F(z))$$

din care rezultă :

$$A(\lambda;\ z) = \frac{F(\psi^{-1}[\lambda\psi(z)]) - F(z)}{\lambda\psi(z)\,\dfrac{d\psi^{-2}[\lambda\psi(z)]}{d[\lambda\psi(z)]}}$$

Funcţia de mai sus verifică condiţia de semigrup (15).

Teorema 2. Compresiunea corpurilor cilindrice tubulare este determinată de semigrupul Lie :

$$\bar{r} = \sqrt{\frac{r^2}{\lambda\psi'(z)\,\dfrac{d\psi^{-1}[\lambda\psi(z])}{d[\lambda\psi(z)]}} - }$$

$$- \frac{F(\psi^{-1}[\lambda\psi(z)]\ \alpha_1,\ \alpha_2,\ \rho) - F(z,\ \alpha_1,\ \alpha_2,\ \rho)}{\lambda\psi(z)\,\dfrac{d\psi^{-1}[\lambda\psi(z)]}{d[\lambda\psi(z)]}} \qquad (16)$$

$$\bar{z} = \psi^{-1}[\lambda\psi(z)]$$

unde α_1, α_2, ρ sînt invarianţii daţi de relaţiile (10).

3. Comparaţia cu datele experimentale

Experimental se constată două tipuri de compresiune. Se numeşte deformaţie de tipul I compresiunea pentru care invariantul ρ este dat de relaţia :

$$\rho(R_{int}^2,\ R_{ext}^2,\ \alpha_1,\ \alpha_2) = \sqrt{R_{int}\,R_{ext}} \qquad (17)$$

Deformaţiile care nu sînt de tipul I se vor numi deformaţii de tipul II.

Din relaţiile (2), (11) şi (17) rezultă :

— **Lema 7.** În cazul deformaţiilor de tip I sînt :

$$\overline{R}_{int} = \sqrt{\sqrt{\frac{(R_{ext}^2 - R_{int}^2)^2}{4\left((\lambda\psi^2(z)\frac{d\psi^{-1}[\lambda\psi(z)]}{d[\lambda\psi(z)]}\right)^2} + R_{int}^2 R_{ext}^2} - \frac{R_{ext}^2 - R_{int}^2}{2\lambda\psi'(z)\frac{d\psi^{-1}[\lambda\psi(z)]}{d[\lambda\psi(z)]}}} \quad (18)$$

$$\overline{R}_{ext} = \sqrt{\sqrt{\frac{(R_{ext}^2 - R_{int}^2)^2}{4\left(\lambda\psi'(z)\frac{d\psi^{-1}[\lambda\psi(z)]}{d[\lambda\psi(z)])}\right)^2} + R_{int}^2 R_{ext}^2} + \frac{R_{ext}^2 - R_{int}^2}{2\lambda\psi'(z)\frac{d\psi^{-1}[\lambda\psi(z)]}{d[\lambda\psi(z)]}}} \quad (19)$$

Din ecuaţiile (18) şi (19), precum şi din relaţia :

$$\lim_{\lambda\to\infty}\frac{\partial\psi(\lambda;z)}{\partial z} = 0$$

rezultă :

Corolarul 1. Pentru deformaţiile de tip I, există :

$$\lim_{\lambda\to\infty}\overline{R}_{int} = 0, \quad \lim_{\lambda\to\infty}\overline{R}_{ext} = \infty$$

Deformaţia de tip I se numeşte *compresiune uniformă*, dacă :

$$\psi^{-1}[\lambda\psi(z)] = \frac{z}{\lambda} \quad (20)$$

Conform cu relaţiile (18)—(20) rezultă :

Corolarul 2. Pentru compresiunea uniformă există :

$$\overline{R}_{int} = \sqrt{\frac{\sqrt{\lambda^2(R_{ext}^2 - R_{int}^2) + 4R_{int}^2R_{ext}^2} - \lambda(R_{ext}^2 - R_{int}^2)}{2}} \quad (21)$$

$$\overline{R}_{ext} = \sqrt{\frac{\sqrt{\lambda^2(R_{ext}^2 - R_{int}^2)^2 + 4R_{int}^2R_{ext}^2}\lambda + (R_{ext}^2 - R_{int}^2)}{2}}$$

$$\overline{h} = \frac{h}{\lambda}, \quad \overline{z} = \frac{z}{\lambda}$$

Formulele (21) şi (22) sînt utile pentru deformaţiile de tip I, deoarece cu ajutorul lor se pot calcula $\overline{R}_{int}(0) = \overline{R}_{ext}|_{z=0}$ şi $\overline{R}_{ext}(0) = \overline{R}_{ext}|_{z=0}$ dacă are loc egalitatea :

$$\lim_{z\to\infty}\frac{\partial\psi^{-1}\lambda[\lambda\psi(z)]}{\partial z} = \frac{1}{\lambda} \quad (23)$$

Pentru verificarea formulelor (17), (21)—(23), în tabelul 1 se redau rezultatele comparative ale următoarelor experimente pe probe de oţel carbon încălzite la cca 1 000°C (în limitele preciziei de măsurare a pieselor).

În cazul deformaţiilor de tip II se verifică, de asemenea, formula (23) care, conform cu ecuaţia (10), este echivalentă cu relaţia :

$$\overline{R}_{ext}^2(0) - \overline{R}_{int}^2(0) = \lambda(R_{ext}^2 - R_{int}^2)$$

Datele experimentale sînt prezentate în tabelul 2, în care au fost notate :

$$l_0 = \sqrt{\lambda(R_{ext}^2 - R_{int}^2)} \qquad l = \sqrt{\overline{R}_{ext}^2(0) - \overline{R}_{int}^2(0)}$$

Tabelul 1

Rezultatele comparative ale experimentelor

Înainte de deformare				După deformare						
						măsurat			calculat	
h	R_{int}	R_{ext}	ρ	$\overline{h}$	λ	$\overline{R}_{int}(0)$	$\overline{R}_{ext}(0)$	α	$\overline{R}_{int}(0)$	$\overline{R}_{ext}(0)$
20	14	28	19,80	15	1,333	13	30,6	19,94	12,74	30,76
22,5	18,5	30	23,55	12	1,875	15,3	36,3	23,56	15,48	35,85
10	49,5	5,35	51,46	4,5	2,222	48,5	58,0	53,04	47,22	56,08

Tabelul 2

Rezultatele experimentale

Înainte de deformare			După deformare					
h	R_{int}	R_{ext}	$\overline{h}$	λ	$\overline{R}_{int}(0)$	$\overline{R}_{ext}(0)$	l_0	l
25	17,25	25,20	18	1,388	19,75	28,40	20,40	21,46
35	17,25	25,20	23,5	1,489	20,25	30,35	22,66	22,41
28	20,50	28,00	15	1,867	23,25	35,25	26,49	26,05
13	10,50	15,50	7,5	2,000	10,75	19,50	16,27	16,12

BIBLIOGRAFIE

[1] Cristescu, N, Suilciu, I. *Viscoplasticitate.* Bucureşti, Ed. Tehnică, 1976.

[2] Sokolovski, V. V. *Teoria plasticităţii.* Bucureşti, Ed. Tehnică, 1954.

[3] Teodorescu, N. N. *Asupra grupului de mişcări ale spaţiilor conform euclidiene. Studii şi cercetări matematice.* Bucureşti, Ed. Academiei R.S.R., 1969.

[4] Vrănceanu, G. *Lecţii de geometrie diferenţială.* Bucureşti, Ed. Academiei R.P.R., 1962.

Studiu prin simulare, pe model real, al funcționării sistemului de conducere cu calculator electronic a procesului de elaborare a oțelului în cuptorul electric cu arc

Dr. ing. Al. Popescu, mat. M. Manda
și ing. Greta Winckelbauer
ICEM

CZ : 681.32 : 669.161.18

În realizarea sistemelor de conducere cu calculator electronic a proceselor tehnologice este necesară asigurarea simultană a unui ansamblu de condiții care, în mod inevitabil, prelungesc foarte mult durata acestor lucrări. Pentru ilustrare se amintește necesitatea existenței unui proces tehnologic stabilizat, cu posibilități de realizare a unor regimuri experimentale de durată.

Pentru scurtarea duratei de experimentare și perfecționare a sistemelor de conducere s-a conceput și realizat un model de studiu care permite realizarea tuturor funcțiunilor acestora, respectiv culegerea și prelucrarea informațiilor primite din proces, generarea de semnale pentru comenzi și semnalizări, tipărirea de protocoale.

Exemplul prezentat în această lucrare se referă la conducerea procesului de elaborare a oțelului în cuptorul electric cu arc.

Funcțiunile sistemului de conducere și comportarea echipamentelor de calcul și comandă pot fi realizate și studiate pe un model care constă dintr-un ansamblu de aparate de măsurat, o serie de dispozitive de simulare a mărimilor care intervin în desfășurarea procesului și un pachet de programe adecvat.

Schimbul de informații între procesul tehnologic și calculatorul electronic CORAL 4021, precum și transmiterea comenzilor pentru dispozitivele de acționare cu care este prevăzut cuptorul electric se realizează cu o interfață de proces SPOT-83.

În studiul realizat se folosesc generatoare de semnal pentru următoarele mărimi de intrare: temperatura pereților cuptorului în dreptul celor trei electrozi; temperatura zidăriei bolții; temperatura apei de răcire; presiunea apei de răcire; temperatura uleiului din cuva transformatorului de alimentare.

Valorile acestor mărimi sînt continuu controlate, iar ieșirea lor din limitele admise generează comenzi adecvate.

Comenzile de pe platforma cuptorului sau starea traductoarelor de tip contact sînt simulate prin întrerupătoare.

Numărul mărimilor de intrare care pot fi considerate este limitat numai de numărul de intrări disponibile în cuplorul de proces.

Cele șapte mărimi controlate permit verificarea răspunsului sistemului de conducere la eventualele ieșiri din limitele permise ale valorilor acestora.

Elementele componente ale sistemului de conducere a procesului tehnologic sînt prezentate în figura 1.

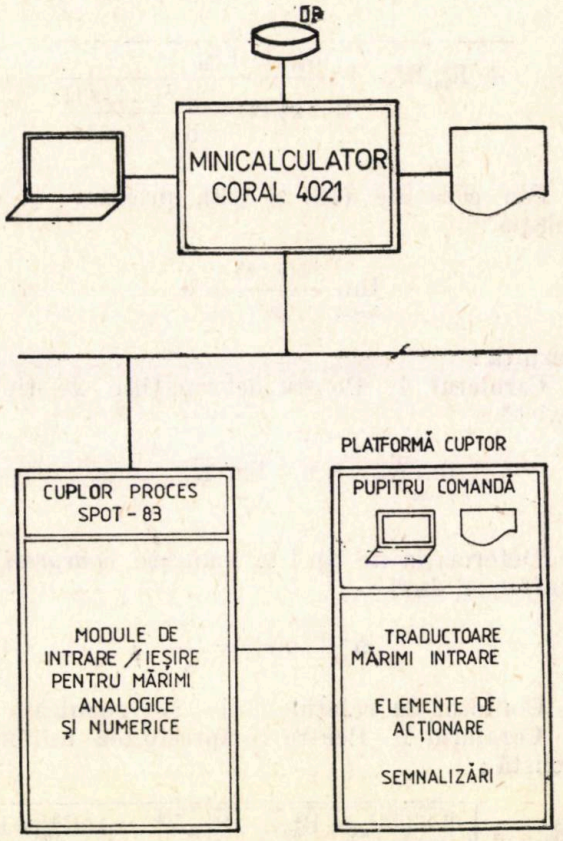


Fig. 1. Elementele componente ale sistemului de conducere a procesului tehnologic

Desfășurarea procesului de elaborare cuprinde, pentru fiecare marcă de oțel, o succesiune de faze bine determinate a căror durată standard este cunoscută. Această succesiune de faze, la care se asociază o scară a timpului, este folosită ca bază de referință a sistemului de conducere. Lipsa unei faze de succesiune tip sau introducerea unei faze noi duce la scurtarea, respectiv la creșterea duratei standard a șarjei.

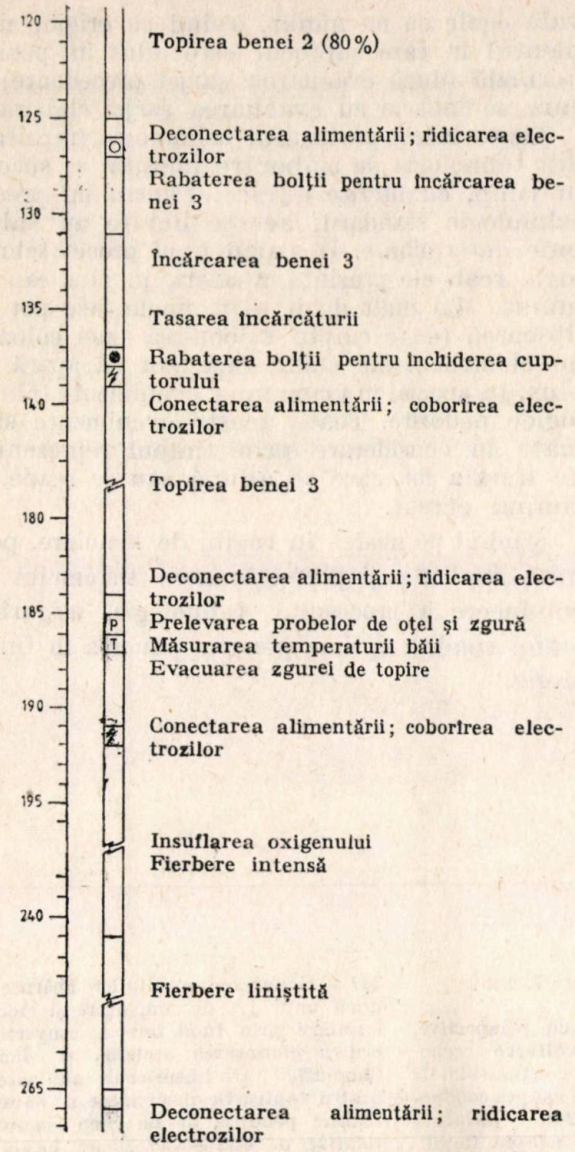


Fig. 2. Succesiunea fazelor procesului tehnologic în intervalul 120—265 min

În figura 2 este prezentată, pentru ilustrare, o parte din diagrama șarjei.

În memoria calculatorului se află în permanență toate informațiile privind materiile prime existente în depozite, mărcile oțelurilor care urmează să fie elaborate, tehnologiile standard de elaborare, eventualele restricții privind consumul de energie sau intensitatea de utilizare a agregatului.

Sistemul folosește mai multe modele care permit : calcularea încărcăturii și a materialelor de adaos ; calculele privind regimul de alimentare cu energie electrică ; calcularea cantității de oxigen și a adaosurilor pentru corectarea compoziției chimice ; calcularea cantității de energie necesară pentru supraîncălzirea băii etc.

Mărimile de ieșire sînt de două tipuri : analogice (curent continuu variabil între 0 și 10 mA) și de tip contact. Pentru semnalizări se utilizează, de asemenea, dispozitive de tip contact.

Afișarea mărimilor se face cu ajutorul unor aparate indicatoare de curent continuu (0—10 mA) și a unor lămpi de indicare și semnalizare.

Sistemul de conducere studiat folosește următoarele programe :

— Programul CONDUCERE care asigură urmărirea desfășurării procesului, generarea de comenzi și semnalizări, luarea deciziilor ;

— Programul CONTROL care asigură urmărirea valorilor mărimilor controlate (temperaturi, presiuni etc.), semnalizarea abaterilor și generarea de comenzi pentru evitarea avariilor ;

— Programul ÎNCĂRCARE care realizează calcularea încărcăturii pentru șarjă și optimizarea acesteia, în funcție de cost, disponibilități de materii prime etc. ;

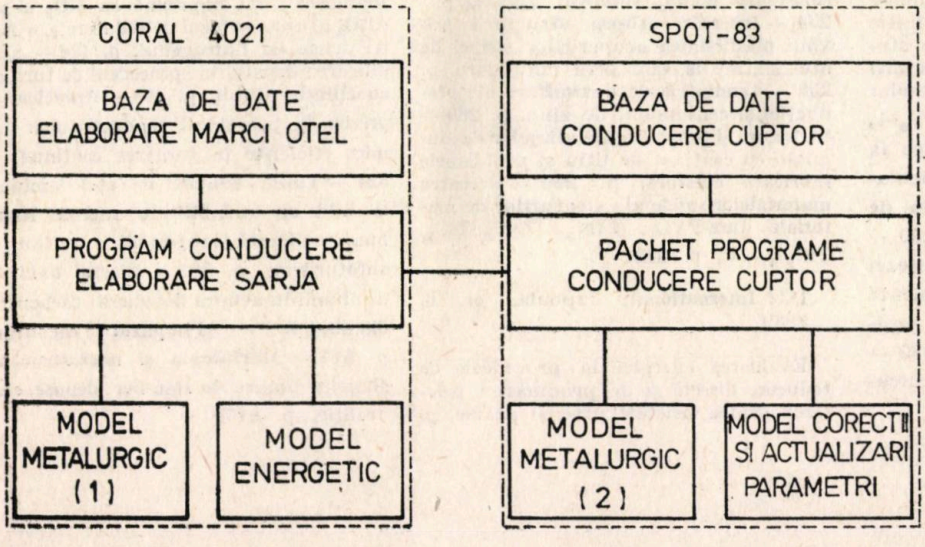


Fig. 3. Schema bloc, simplificată, a sistemului de conducere a procesului tehnologic de elaborare a oțelului în cuptorul electric cu arc

— Programul TOPIRE care precizează regimul energetic la topire cu considerarea costului agenților energetici folosiți, a consumurilor de electrozi și materiale refractare, precum și a productivității agregatului;

— Programul ÎNCĂLZIRE care precizează regimul energetic și timpul necesar pentru supraîncălzirea băii de oțel lichid;

— Programul OXIDARE care permite calcularea cantității de oxigen necesare pentru decarburare;

— Programul ADAOS care efectuează calcularea adaosurilor necesare pentru obținerea compoziției chimice prevăzute pentru oțelul elaborat.

Înlănțuirea tuturor modulelor de program utilizate pentru conducerea procesului de elaborare a oțelului în cuptorul electric cu arc este asigurată de programul CONDUCERE. Acest program realizează de fapt urmărirea desfășurării procesului, generarea de comenzi și semnalizări, luarea de decizii.

Programul CONDUCERE se desfășoară în legătură directă cu o bază de timp, cu intervale egale cu un minut, avînd ca origine momentul în care cuptorul este adus în poziție normală (după evacuarea șarjei precedente) și care se încheie cu evacuarea șarjei elaborate.

Toate fazele procesului tehnologic (rezultate din tehnologia de elaborare folosită) se succed în timp, cu diferite durate. Pentru un proces tehnologic standard, aceste durate au valori bine determinate. În cazul unui proces tehnologic real, ele prezintă abateri, în plus sau în minus. Mai mult decît atît, unele faze pot să lipsească (de exemplu înlocuirea unei coloane de electrozi), iar unele faze pot să apară în plus, în special în urma unor evenimente tehnologice nedorite. Toate aceste evenimente sînt luate în considerare prin timpul reprezentat de durata lor, care se adună sau se scade la timpul curent.

Studiul pe model, în regim de simulare, permite studierea și perfecționarea sistemului de conducere a procesului tehnologic, asigurînd astfel condiții optime pentru punerea în funcțiune.

REVISTA REVISTELOR

Neue Hütte, R.D.G., nr. 6, 1989

Formarea nestaționară de pori la limitele de granulație, p. 201 — Determinarea nedistructivă a adîncimii de călire a oțelurilor călite cu laser cu unde de suprafață pe bază de ultrasunete, p. 207 — Controlul suprafețelor călite cu laser prin procedeul cu curenți turbionari, p. 213 — Principii și utilizări ale mecanicii daunelor, p. 214 — Evaluarea prin mecanica ruperii a îmbinărilor prin sudură ale oțelului bainitic H 75-3 de construcții la solicitare statică, p. 219 — Influența microstructurii asupra tenacității la rupere a pieselor turnate din oțel GS—17Cr—$MoV_6$11, p. 225 — Corelația dintre tenacitatea la rupere și grosimea epruvetei — calcularea tenacității la rupere din limita de alungire și rezistența la rupere, p. 230 — — Dependența de temperatură a vitezei sonice dintr-un oțel pentru recipiente sub presiune — reactoare și corelația posibilă cu transferul ductil-fragil, p. 232 — — Analiza spectrală asistată de calculator, p. 235.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 7, 1989

Oțelul — un material cu perspective. Consumul de oțel și dezvoltarea economică, p. 241 — Influența conținutului de CaF_2 al zgurelor silicatice asupra conductibilității electrice, p. 246 — Influența temperaturii de revenire asupra fragilizării oțelurilor de îmbunătățire Mn—Si, p. 250 — Fisurări la rupere pe suprafețele de rupere ale oțelului de construcție de rezistență înaltă, sudabil, H75-3, p. 254 — Încercări asupra structurii privind plasticitatea acoperirilor sîrmei de oțel zincate la cald prin cufundare, p. 258 — Tendințele de dezvoltare ale producției și consumului de zinc, p. 260 — Structura și proprietățile aliajelor de aluminiu cu conținut de litiu și problemele fabricării acestora, p. 266 — Frecarea materialelor solide ale straturilor de materiale dure-PVD: TiN_x, ZrN_x, TiC_x, TiC_xI_i — C, p. 272.

ISIJ International, Japonia, nr. 6, 1989

Evaluarea energiei la procedeele de reducere directă și de producere a peletelor pentru peletele arse și nearse, p. 447 — Generarea picăturilor apărute în urma unui jet de împingere și efectul insuflării prin fund într-un convertizor pentru elaborarea oțelului, p. 455 — Cîmpurile tridimensionale ale vitezei pentru topiturile newtoniene și nenewtoniene produse de un cîmp magnetic rotativ, p. 462 — Coroziunea locală a duzelor de imersiune, p. 469 — Densitățile și tensiunile de suprafață ale topiturilor de fluorură, p. 477 — Efectul adăugării CaO împreună cu SiO_2 și/sau Al_2O_3 asupra vitezei de reducere a wustitei dense cu hidrogenul, p. 486 — Solidificarea crustei în procedeul de turnare cu cilindri dubli, p. 495 — Aprecieri cu privire la principiul conductivității termice eficiente în turnarea continuă, p. 524 — Tablă subțire de oțel laminată la cald cu sudabilitate rapidă foarte bună utilizată la bandajele roților de autoturisme, p. 503 — Efectul oxidului de aluminiu asupra depunerii carbonului din aliajele Fe—Al în gazul de carburare, p. 511 — Morfologia și microstructura aliajelor binare de zinc-fier depuse electrolitic, p. 517.

Efectul gradului de întindere asupra caracteristicilor mecanice ale aliajelor de aluminiu

Dr. ing. N. Atanasiu
Institutul Politehnic Bucureşti

CZ : 669.018 : 669.71

Produsele laminate din aliaje de aluminiu cu durificare structurală prezintă tensiuni remanente atît în direcţia longitudinală de laminare, cît şi în cea transversală. Pentru reducerea nivelului acestor tensiuni şi apariţia fenomenului de înmuiere la deformaţie neelastică se foloseşte o metodă mecanică care constă din întinderea produselor laminate între bacurile unei maşini. Sarcina de întindere se aplică paralel cu axa longitudinală pînă cînd se atinge o anumită deformaţie permanentă care depinde de natura aliajului metalic prelucrat, de dimensiunile acestuia şi de gradul de reducere realizat în timpul laminării.

Produsele supuse operaţiei de întindere trebuie să aibă secţiunea transversală constantă pe întreaga lungime. De asemenea, pentru obţinerea eficienţei maxime a operaţiei de întindere în reducerea tensiunilor remanente este necesar ca produsele supuse sarcinii de tracţiune să prezinte caracteristici mecanice uniforme pe toată secţiunea transversală şi pe întreaga lungime. În caz contrar, poate avea loc curgerea excesivă a metalului în anumite zone ale produsului. Dacă limita de curgere a metalului supus operaţiei de întindere nu este uniformă în secţiunea transversală, atunci întinderea poate să inducă tensiuni remanente în zonele produsului, libere de aceste tensiuni, realizînd durificarea metalului.

Apariţia fenomenului de înmuiere la deformaţie neelastică poate fi explicată cu ajutorul conceptului de restaurare activată de deformaţie unidirecţională, ca urmare a modificării în substructurile nestabile de dislocaţii şi rearanjarea tensiunilor interne. Experimental s-a constatat că restaurarea produsă în timpul înmuierii la deformaţie unidirecţională este cel puţin parţial activată de deformaţie, întrucît la temperaturi obişnuite restaurarea termică este neglijabilă [1]—[4].

În lucrare se prezintă rezultatele cercetărilor efectuate asupra tablelor laminate la rece, de diferite grosimi, din aliajul de aluminiu AlCu4Mg1, avînd drept scop determinarea valorilor optime ale gradului de întindere, în funcţie de caracteristicile mecanice.

Condiţii de experimentare

Pentru efectuarea experimentărilor s-au folosit table laminate la rece la grosimi de : 0,6, 0,8, 1,0, 1,4 şi 1,6 mm, avînd compoziţia chimică reprezentată în tabelul 1.

Tabelul 1

Compoziţia chimică a aliajului AlCu4Mg1 după înlăturarea stratului de placare

Grosimea tablei, mm	Compoziţia chimică, % masă(*)							
	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Ti	Al
0,6	4,58	1,57	0,55	0,25	0,24	0,041	0,025	rest
0,8	4,63	1,67	0,62	0,24	0,28	0,052	0,024	
1,0	4,61	1,38	0,50	0,21	0,22	0,051	0,018	
1,4	4,54	1,44	0,56	0,25	0,24	0,040	0,024	
1,6	4,64	1,62	0,57	0,26	0,25	0,050	0,023	

*) Valorile pentru fiecare element reprezintă media a trei analize.

Compoziţia chimică s-a determinat prin analiza spectrală cu aparatul Quantolet GQM-75, pe cîte o probă din fiecare lot de table, după înlăturarea stratului de placare. Prin efectuarea analizei chimice s-au determinat atît elementele de aliere, cît şi impurităţile prezente în aliaj, cu o precizie de 0,01%. Se observă faptul că toate loturile de table au compoziţia chimică corespunzătoare aliajului AU4G1 (norma franceză AIR-9050/C) sau aliajului 2024 (conform ASTM).

Fiecare lot de table laminate la rece a fost supus tratamentului termic de călire pentru punere în soluţie, operaţia efectuîndu-se într-un cuptor vertical încălzit cu gaz metan, tuburi radiante şi muflă de protecţie. Acest tratament se realizează prin încălzirea aliajului metalic la temperaturi superioare limitei de solubilitate în aluminiu solid a elementelor de aliere, prin menţinerea la această temperatură un timp suficient pentru redizolvarea fazelor solubile ($CuAl_2$ şi $CuMgAl_2$ sau $Cu_2Mg_2Al_5$) şi prin omogenizarea compoziţiei chimice, urmată de o răcire rapidă în vederea obţinerii unei soluţii solide suprasaturate. Ulterior această soluţie se durifică structural prin reprecipitarea fină şi dispersă a fazelor solubilizate. Ca urmare, se obţine o creştere pronunţată a caracteristicilor mecanice de rezistenţă şi a durităţii aliajului tratat termic.

Aliajul de aluminiu AlCu4Mg1 mai poate să conţină şi constituenţi intermetalici, oxizi şi incluziuni nemetalice care, fiecare în parte sau

simultan, au efecte nefavorabile asupra caracteristicilor mecanice de rezistență. Principalele particule insolubile în aliajul studiat sînt : $FeAl_3$ sau (Fe_3Mn) Al_3 ; $MnAl_6$; $(Fe, Cu)Al_6$; $Cu_2Mn_3Al_{20}$ și $Cu_2Fe_3Al_7$. Incluziunile nemetalice pot să provină din încărcătura cuptorului, iar oxizii apar sub forma unui film pe suprafețele staționare ale metalului lichid, care vin în contact cu atmosfera cuptorului.

La aliajul AlCu4Mg1 solubilitatea componenților în stare solidă se poate interpreta pe baza diagramei cuaternare Al—Cu—Mg—Mn. Manganul determină o ușoară creștere a efectului durificării, însă rolul său de bază constă în neutralizarea efectelor nocive ale fierului pe care îl fixează sub forma compusului (Fe, Mn) Al_6. În consecință, temperatura de încălzire pentru punerea în soluție solidă, în cazul tuturor grosimilor de table, a fost : $T = 495 \pm 5$°C. Durata de menținere în palier a fost cuprinsă între 5 și 15 minute, durata mai mare fiind aplicată tablelor mai groase. Aceste durate relativ scurte sînt totuși suficiente, întrucît deformațiile plastice anterioare, la rece, au provocat mărunțirea cristalelor de $CuAl_2$ și CuMg Al_2 sau $Cu_2Mg_2Al_5$, astfel încît redizolvarea lor în matrice de soluție solidă se realizează într-un timp scurt.

Călirea propriu-zisă s-a efectuat într-un bazin cu apă demineralizată la temperatura ambiantă, apa fiind barbotată cu aer comprimat. Prin urmare, soluția solidă cu baza de aluminiu, formată în timpul încălzirii și menținerii în palier, trebuie supusă răcirii rapide-călirii pentru obținerea soluției solide suprasaturate la temperatura ambiantă, condiție de bază pentru durificarea prin precipitare.

Un factor important în realizarea tratamentului termic de călire pentru punere în soluție îl constituie durata dintre momentul scoaterii tablelor din cuptorul de încălzire și momentul introducerii lor în apa de răcire. Această durată trebuie să fie sub 10—12 s.

Înaintea solicitării la întindere controlată, tablele călite și uscate într-un cuptor cu aer cald (60—80°C) au fost supuse unei operații de îndreptare, realizată pe o mașină cu 17 role dispuse în două pante și pe un laminor duo.

Pentru fiecare grosime de tablă s-au aplicat întinderi permanente între 0,5 și 3,5% cu pasul de 0,5%. Din tablele cu aceeași întindere s-au prelevat cîte cinci probe în vederea determinării rezistenței la rupere R_m, limitei de curgere $R_{p0,2}$, alungirii specifice la rupere A_{10}, cîte o probă pentru determinarea tensiunilor remanente și cîte o probă pentru analiza microstructurii.

Operația de întindere s-a realizat pe o mașină de tracțiune avînd o forță de 3MN, cu vitezele de tragere de 150—500 mm/min. Măsurarea gradului de întindere a tablelor în timpul solicitării s-a realizat cu un dispozitiv optic construit special în acest scop. În toate cazurile, aplicarea întinderii tablelor s-a efectuat în decurs de 25 minute de la operația de călire, pentru a se evita amorsarea precipitatelor de faze care determină durificarea aliajului.

Întrucît evoluția caracteristicilor mecanice în funcție de durata de îmbătrînire naturală se stabilizează după 96 ore, prelevarea probelor și efectuarea încercărilor mecanice s-au realizat după patru zile de la tratamentul termic de călire pentru punere în soluție. În timpul îmbătrînirii naturale probele s-au menținut la temperatura de 20 ± 5°C.

Determinarea caracteristicilor mecanice s-a realizat pe o mașină de tracțiune de tip ZWICK de 100 KN, cu extensometru optic, viteza de deplasare a bacului mobil fiind pentru toate epruvetele încercate de 0,3 mms^{-1}. Valorile caracteristicilor mecanice (R_m, $R_{p0.2}$ și A_{10}), obținute la încercarea de tracțiune, reprezintă media a trei încercări.

Rezultate și discuții

În cazul tablelor cu grosimi de 0,6 mm, variația rezistenței la rupere, a limitei de curgere și a alungirii, în funcție de gradul de întindere permanentă aplicat, s-a reprezentat în figura 1. Se observă că valorile rezistenței la rupere și ale limitei de curgere manifestă o scădere sistematică o dată cu creșterea gradului de întindere. Astfel, R_m minim corespunde unui grad de întindere de 1,5%, iar $R_{p0,2}$ corespunde la 1%. Această scădere este determinată de înmuiere la deformație unidirecțională. Peste aceste grade de întindere valorile R_m și $R_{p0,2}$ cunosc o creștere datorită procesului de durificare. De exemplu, la un grad de întindere $\lambda = 1,5\%$, $R_m = 395$ MPa, iar $R_{p0,2} = 265$ MPa, în timp ce la $\lambda = 3,5\%$, $R_m = 415$ MP_a, iar $R_{p0,2} = 292$ MPa. În ceea ce privește alungirea specifică la rupere se constată faptul că valorile acesteia se mențin aproape constante pînă la

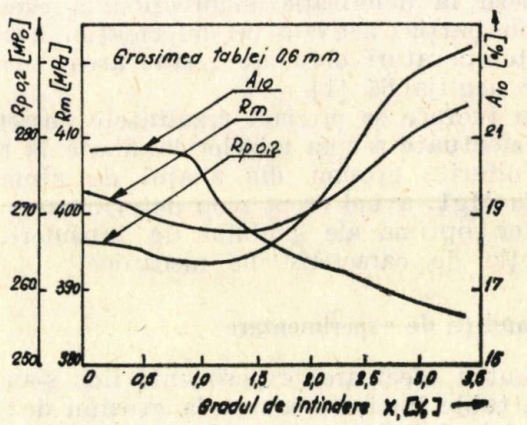


Fig. 1. Dependența caracteristicilor mecanice de gradul de întindere permanentă la table cu grosime de 0,6 mm

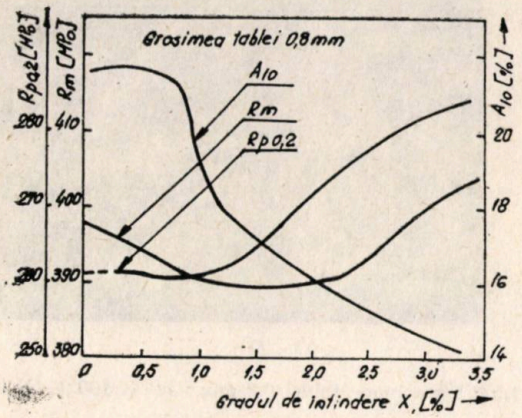


Fig. 2. Variaţia caracteristicilor mecanice în funcţie de gradul de întindere permanentă la table cu grosime de 0,8 mm

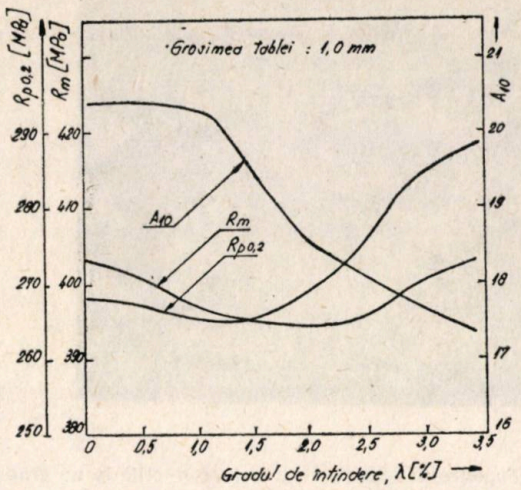


Fig. 3. Efectul gradului de întindere permanentă asupra caracteristicilor mecanice la table cu grosimea de 1,0 mm

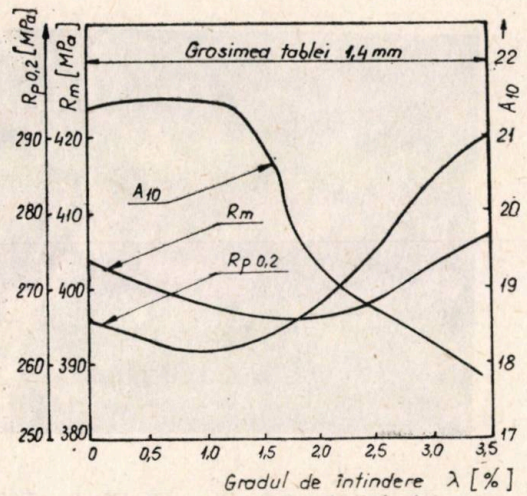


Fig. 4. Influenţa gradului de întindere permanentă asupra caracteristicilor mecanice la table cu grosime de 1,4 mm

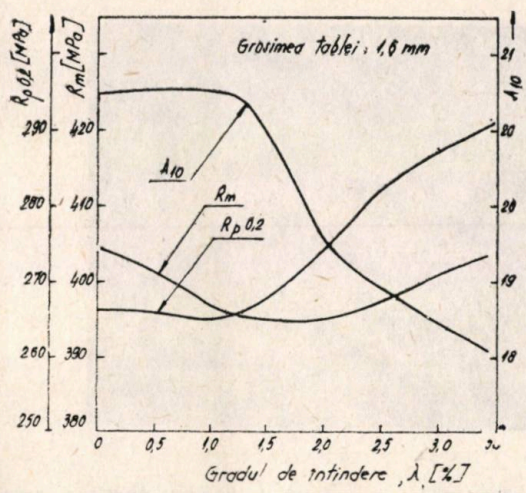


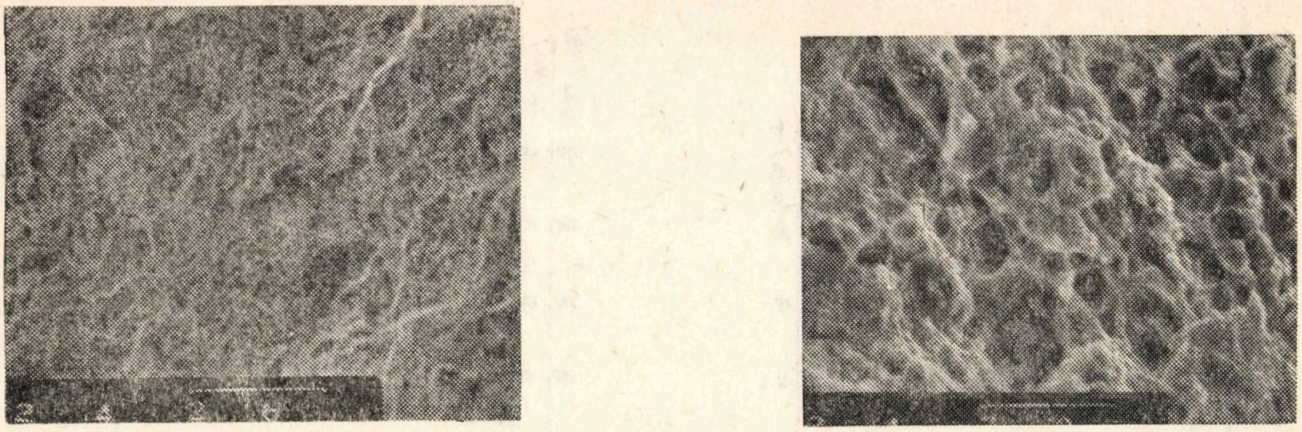
Fig. 5. Dependenţa caracteristicilor mecanice de gradul de întindere permanentă la table cu grosime de 1,6 mm

un grad de întindere $\lambda = 0{,}8\%$, după care se produce o scădere sistematică pînă la $\lambda = 3{,}5\%$. Astfel, pentru $\lambda = 1{,}0\%$, $A_{10} = 20\%$, în timp ce la $\lambda = 3{,}0\%$ alungirea are valori simţitor mai scăzute (de numai 16,5%).

Variaţia caracteristicilor mecanice (R_m, $R_{p0.2}$ şi A_{10}), în funcţie de gradul de întindere permanentă pentru table cu grosime de 0,8 mm s-a reprezentat în figura 2. Şi la această grosime de tablă se constată aceleaşi variaţii ale valorilor caracteristicilor mecanice ca şi în cazul tablelor cu grosime de 0,6 mm.

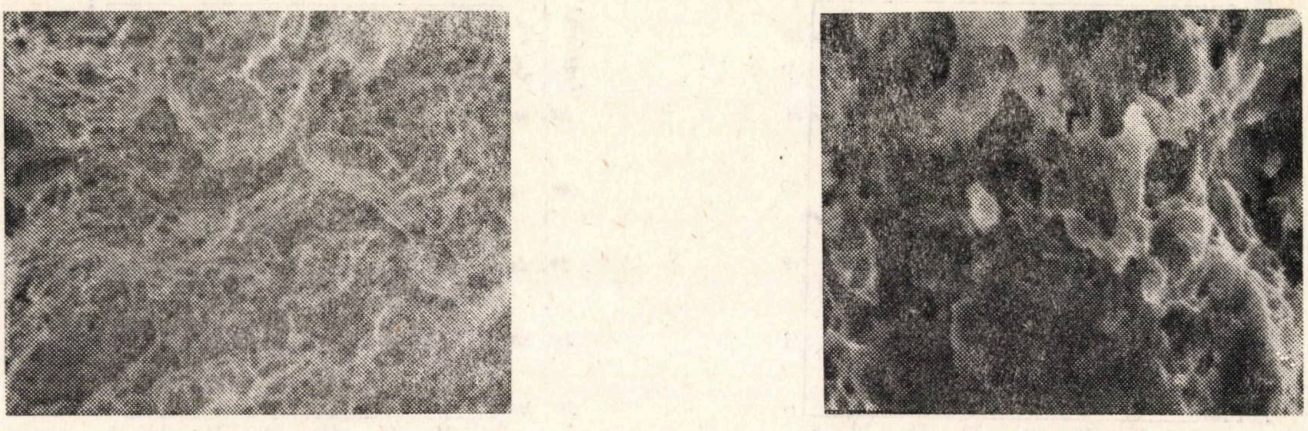
În figura 3 a fost redată variaţia caracteristicilor mecanice, în funcţie de gradul de întindere în cazul tablelor cu grosimi de 1,0 mm, în figura 4 pentru table cu grosime de 1,4 mm, iar în figura 5 pentru table cu grosime de 1,6 mm. Se observă că la table cu grosimi de 1,0, 1,4 şi 1,6 mm, valorile minime ale rezistenţei la rupere şi ale limitei de curgere se deplasează spre grade de întindere mai mari de circa 2% şi respectiv 1,25%. La grade de deformare mai mari se produce o creştere relativ însemnată a valorilor R_m şi $R_{p0.2}$, fapt care poate fi explicat prin durificarea aliajului. Alungirea manifestă o scădere sistematică o dată cu creşterea gradului de întindere, însă valorile minime nu scad sub 17%, deci sînt substanţial mai ridicate decît la table cu grosimi mai mici.

Analizînd rezultatele experimentale reprezentate în figurile 1—5 se constată următoarele: valorile rezistenţei la rupere şi limitei de curgere manifestă o scădere în urma aplicării unei anumite întinderi permanente, în cazul tuturor grosimilor de table folosite în experimentări; gradul de întindere aplicat pentru obţinerea înmuierii la deformaţie depinde de grosimea tablei, fiind deplasat spre valori mai mari o



a *b*

Fig. 6. Topografia suprafeței de rupere ductilă la un grad de întindere de 1,5%; grosimea tablei 0,8 mm : *a*— X 100 ;*b*— X 100



a *b*

Fig. 7. Topografia suprafeței de rupere ductilă; grosimea tablei 0,8 mm ; grad de întindere 3,5% ; *a* — X 300 ; *b* — X200

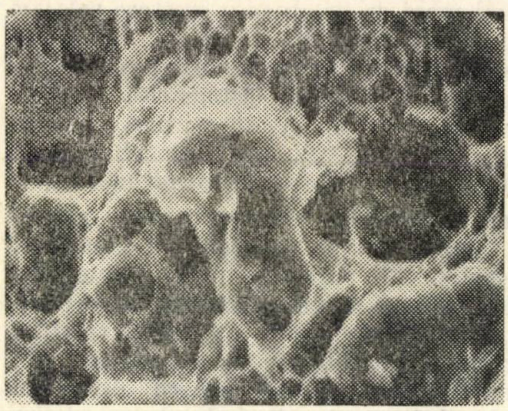


Fig. 8. Procesul de inițiere a microgolurilor pe precipitate dure ; X 3000

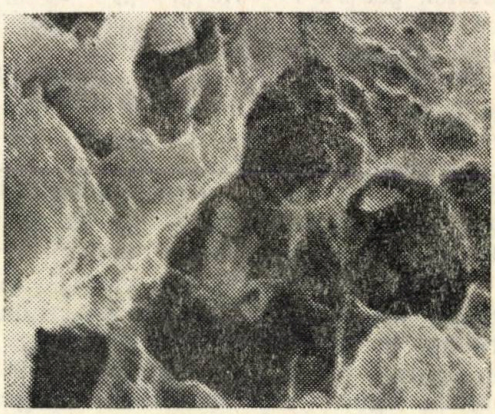


Fig. 9. Coalescența microgolurilor și formarea fisurilor ; X 3000

dată cu creşterea grosimii tablei; după apariţia înmuierii la deformaţie, rezistenţa la rupere şi limita de curgere prezintă creşteri sistematice pînă la o întindere permanentă de 3,5%, valoare maximă folosită în acest experiment; alungirea specifică la rupere prezintă pînă la un grad de întindere de 1% o valoare aproximativ constantă, după care scade pînă la $\lambda = 3{,}5\%$.

Pentru a studia caracterul ruperii aliajului studiat, suprafeţele de rupere ale epruvetelor rezultate după încercarea de tracţiune s-au analizat la un microscop electronic cu baleiaj tip JSM 50 A, caracterizat printr-o adîncime de focalizare mare. Pentru observarea comportării materialului, în funcţie de gradul de întindere, s-au analizat topografia suprafeţelor de rupere, forma şi distribuţia craterelor. Astfel, în figura 6 s-a reprezentat topografia suprafeţei de rupere la un grad de întindere de 1,5%, în cazul tablelor cu grosime de 0,8 mm. După cum se observă în figura 6, *a* şi *b*, suprafeţele de rupere prezintă denivelări neînsemnate şi un caracter predominant ductil al ruperii. În figura 7 s-a reprezentat topografia suprafeţelor de rupere ductilă obţinută pe epruvete din table cu aceeaşi grosime ca în cazul precedent, însă la un grad de întindere permanent de 3,5%. Tot în figura 7,*a* se observă caracterul accidental al suprafeţei de rupere, iar în figura 7, *b* ruperea cu un aspect de clivaj. În figura 8 s-a pus în evidenţă ruperea cu aspect ductil, la o întindere permanentă de 1%, în cazul tablelor cu grosime de 1,4 mm. Se observă clar procesul de iniţiere a microgolurilor pe precipitate dure din matrice.

În figura 9 s-a reprezentat suprafaţa de rupere ductilă cu evidenţierea coalescenţei microgolurilor şi apariţia fisurilor.

Concluzii

S-a studiat efectul gradului de întindere permanentă asupra caracteristicilor mecanice ale tablelor laminate la rece, de diferite grosimi, din aliajul de aluminiu AlCu4Mg1, rezultînd următoarele:

— aplicarea gradului de întindere de la 0 la 3,5% cu pasul de 0,5% a ilustrat faptul că, în funcţie de grosimea tablei, există o anumită valoare a deformaţiei permanente care minimizează rezistenţa la rupere şi limita de curgere, adică se produce fenomenul de înmuiere la deformaţie;

— depăşirea acestei valori a gradului de întindere permanentă provoacă creşterea rezistenţei la rupere şi a limitei de curgere, fapt care poate fi explicat prin apariţia procesului de durificare la deformaţie;

— analiza microfractografiilor realizate pe suprafeţele de rupere ale epruvetelor încercate la tracţiune evidenţiază o concordanţă cu încercările mecanice; ruperea epruvetelor, în cazul celor cinci grosimi de table, a fost predominant ductilă, însă la grade de întindere peste 2% s-au observat un aspect mai accidentat al suprafeţei rupte şi apariţia clivajului.

BIBLIOGRAFIE

[1] Atanasiu, N. În: Metalurgia, R.S.R., 1979, nr. 11, p. 543–548.

[2] Atanasiu, N. Buletinul Institutului Politehnic, Seria Mecanică, tom. XLVIII, 1986, p. 43–53.

[3] Hutchinson, J. W. şi Neale, K. W. În: Acta Metallurgica, Anglia, nr. 25, 1977, p. 839–846.

[4] Laukonis, J. V. şi Ghosh, A. K. În: Metallurgical Transaction, S.U.A., 1978, 9A, p. 1849–1856.

[5] Ferreira, I. şi Stang, R. G. În: Materials Science and Engineering, Anglia, 1979, nr. 38, p. 169–174.

[6] Gittus, J. H. În: Acta Metallurgica, Anglia, 1978, nr. 26, p. 305–317.

[7] Lowe, T. C. şi Miller, A. K. Mechanical Behaviour of Materials–IV. Ed. Pergamon Press, 1982, vol. 2, p. 687–694.

[8] Aluminium Metals Handbook vol. 3. Fabrication and Finishing, American Society for Metals, Ohio, 44073.

[9] Metals Handbook, vol. 4. Forming, American Society for Metals, Ohio 44073.

Cercetarea comportării la coroziune în mediu puternic oxidant a unui oțel inoxidabil austenitic

Ing. Brîndușa Ghiban
ICEM

CZ : 620.193 :669.15'24'26'28'– 194.56

Creșterea agresivității mediilor de lucru (creșterea capacității instalațiilor, mărirea concentrației acidului produs, măsuri pentru reducerea emisiei de oxid de azot) pune probleme deosebite privind rezistența oțelurilor inoxidabile.

Lucrarea ia în considerare rezultatele experimentale obținute pe un oțel inoxidabil austenitic, cu compoziția de bază 18Cr—15Ni și diferite conținuturi în carbon și siliciu [1], [2].

Scopul lucrării este acela de a determina conținutul optim de siliciu la oțelul inoxidabil austenitic necesar conferirii rezistenței în medii puternic oxidante de tipul acidului azotic concentrat.

Material și metodă de cercetare

Oțelurile inoxidabile experimentale au o compoziție de bază 18Cr—15Ni, fiind elaborate în ICEM, la cuptorul de inducție în vid (tab. 1).

Tabelul 1

Compoziția chimică a oțelurilor experimentale inoxidabile cu siliciu

Oțelul	Conținutul elementelor de aliere, %								
	C	Mn	S	P	Si	Cr	Ni	Ti	Ti/C
A	0,020	0,87	0,007	0,017	0,94	18,62	15,6	0,05	2,5
B	0,015	0,73	0,008	0,015	3,39	18,70	14,9	0,05	3,3
C	0,020	0,85	0,023	0,014	3,83	17,20	15,6	0,14	7
D	0,034	1,48	0,008	0,011	4,11	17,10	15,57	0,07	2
E	0,030	1,23	0,006	0,011	5,34	17,30	14,80	0,14	4,5
F	0,015	0,10	0,006	0,011	5,11	18,30	14,80	0,15	10
URANUS S1 (Japonia)	0,015	0,70	0,012	0,018	4,0	16,98	15,27	0,09	6

Au fost realizate oțeluri cu conținuturi scăzute de carbon (mai mici de 0,02%) (oțelurile A,B,C,F) pentru a se urmări efectul adaosului de siliciu, precum și oțelul E, pentru a se urmări efectul conținutului ridicat de carbon, conținuturile de carbon și nichel menținîndu-se aproximativ egale la toate oțelurile (17,2—18,6% Cr și 14,8—15,6% Ni). Oțelurile au fost deformate plastic prin forjare și laminare, obținîndu-se platbande 40×5 mm, tratate termic prin călire de punere în soluție la 1 050—1 150°C.

Toate oțelurile au o structură austenitică cu macle (fig. 2). Oțelul E are o structură austenitică cu ferită dispusă intergranular. În stare călită și sensibilizată (structură asemănătoare zonelor de influență termică ale cusăturilor sudate) la nici un oțel nu au fost decelate metalografic precipitări dispuse intergranular.

Caracteristicile mecanice (tab. 2) arată faptul că oțelurile cu structură austenitică au valori ale acestora asemănătoare mărcii de import. Oțelul E, datorită feritei, are caracteristici mecanice superioare.

Pentru determinarea rezistenței oțelurilor experimentale la coroziune intergranulară în medii puternic oxidante s-au folosit următoarele soluții de testare :

— acid azotic, la temperatura de fierbere cu durata de cinci cicluri de cîte 48 ore, la două concentrații 65 și 95%;

— soluții de acid azotic în prezența ionilor de crom hexavalent (5N HNO_3 + 1 g/l Cr^{6+} și 11N HNO_3 + 1 g/l Cr^{6+}) la temperatura de fierbere, cu durata de cîte trei cicluri de cîte 48 ore.

În toate cazurile, aprecierea rezistenței la coroziune intergranulară s-a făcut cu ajutorul pierderilor în grosime (reprezentate în mm/an) și a penetrației intergranulare maxime (determinată metalografic, μm).

Rezultate experimentale

Rezistența la coroziune în 65% HNO_3. Rezultatele testărilor oțelurilor inoxidabile cu siliciu în 65% HNO_3 sînt cuprinse în tabelul 3 și în figurile 2 și 3.

Tabelul 2

Caracteristicile mecanice ale oțelurilor experimentale cu siliciu

Oțelul	$R_{p0,2}$, MPa	Rm, MPa	A5, %	Z, %	Duritatea, HB
A	219	510	56	76,	135
B	249	594	59	76,5	140
C	215	570	65	75	145
D	269	633,6	61	74	165
E	340	748	56	68	190
F	267	635	71	73	152
URANUS S1 (Japonia)	260	595	64	72	160

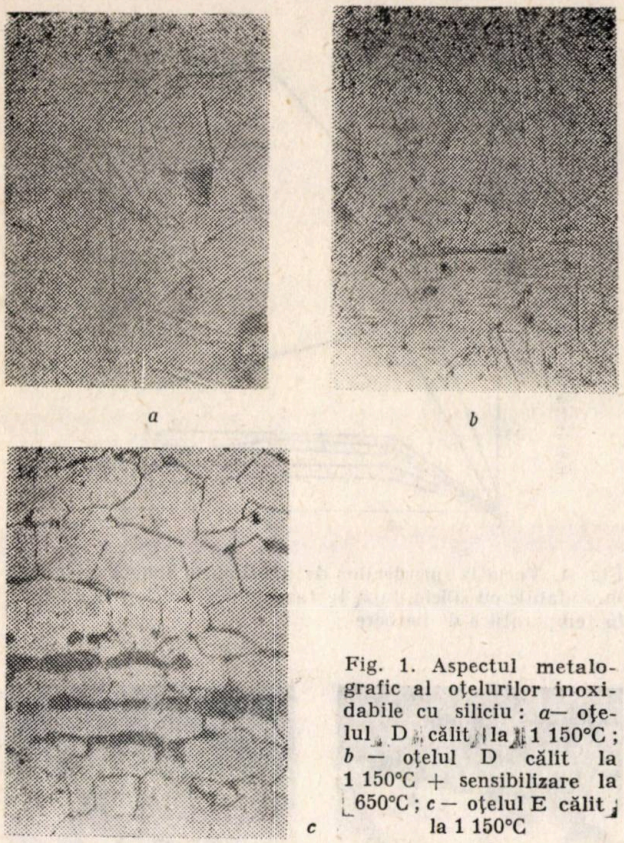


Fig. 1. Aspectul metalografic al oţelurilor inoxidabile cu siliciu: *a* — oţelul D călit la 1 150°C; *b* — oţelul D călit la 1 150°C + sensibilizare la 650°C; *c* — oţelul E călit la 1 150°C

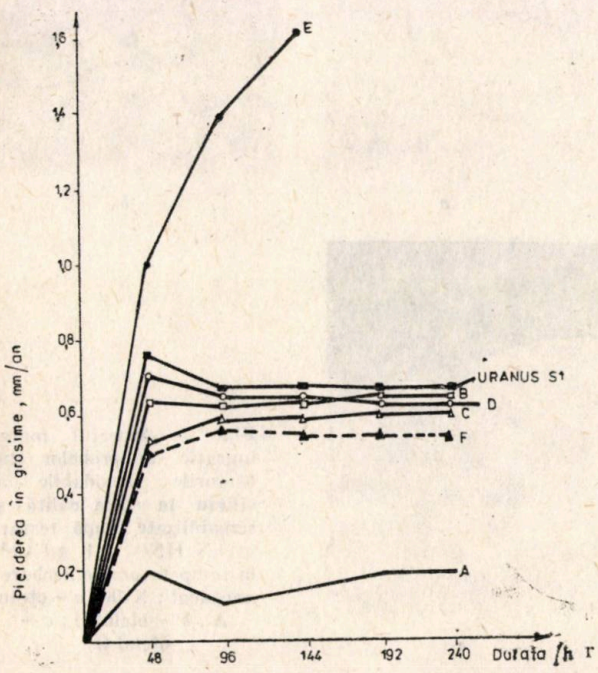


Fig. 2. Variaţia pierderilor de grosime în timp a oţelurilo inoxidabile cu siliciu după testare în 65% HNO_3 la tempera tura de fierbere

Se remarcă faptul că, în toate variantele de siliciu, oţelurile în stare călită nu au prezentat fenomene de coroziune intergranulară. În stare

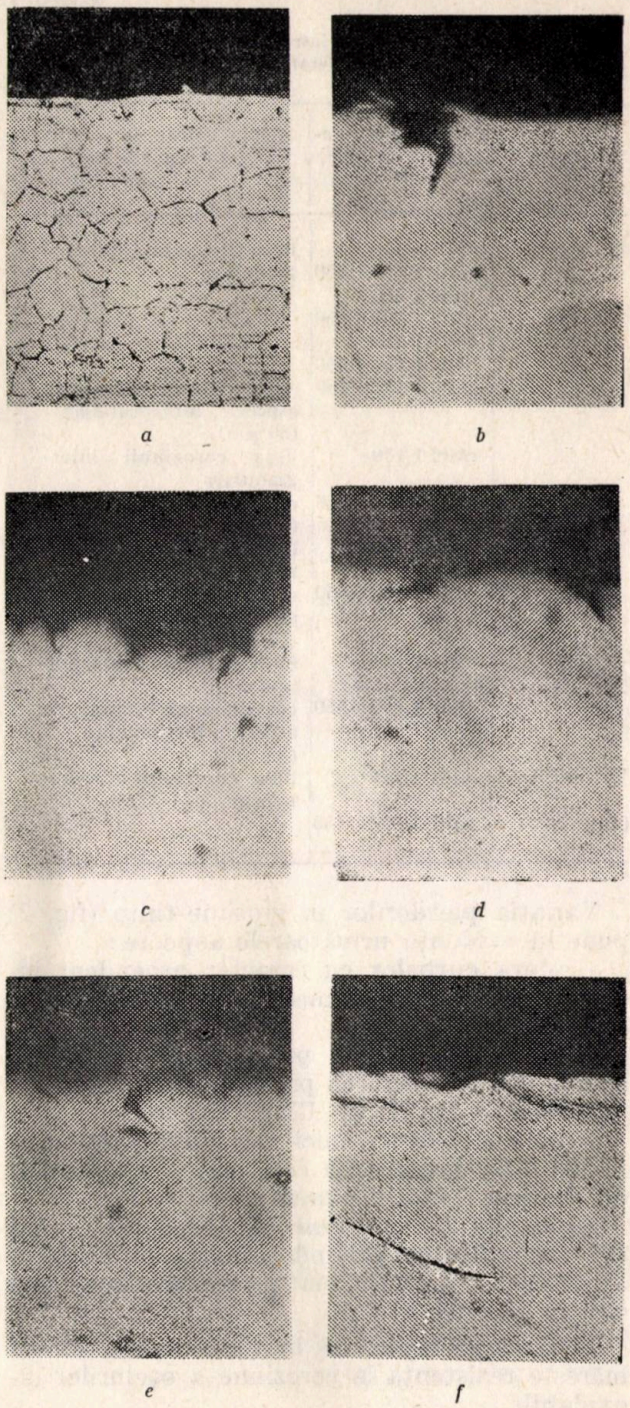


Fig. 3. Aspectul metalografic al probelor din oţelurile inoxidabile cu siliciu în stare călită şi sensibilizate după testare în 65% HNO_3 la temperatura de fierbere; atac apă regală; X 100; *a* — oţelul A; *b* — oţelul C; *c* — oţelul D; *d* — oţelul E; *e* — oţelul F; *f* — oţelul URANUS S1 (Japonia)

sensibilizată siliciul măreşte (pînă la 4%) susceptibilitatea la coroziune intergranulară (la oţelul C s-a determinat penetraţia intergranulară maximă de 80 μm), iar la conţinuturi de cca 5% aceasta scade la 57 şi 32 μm (oţelul E şi respectiv F).

Tabelul 3

Comportarea la coroziune intergranulară după testare în 65% HNO_3 la temperatura de fierbere (240 h)

Oţelul	Starea de tratament termic, °C	Comportarea la coroziune intergranulară, μm
A	călit 1 150	lipsa coroziunii intergranulare
	călit 1 150+650	,,
B	călit 1 100	,,
	călit 1 100+650	,,
C	călit 1 150	,,
	călit 1 150+650	coroziune structurală cu aspect intergranular (80 μm)
D	călit 1 150	lipsa coroziunii intergranulare
	călit 1 150+650	coroziune intergranulară (< 70 μm)
E	călit 1 150	lipsa coroziunii intergranulare
	călit 1 150+650	coroziune structurală cu aspect intergranular (57 μm)
F	călit 1 150	lipsa coroziunii intergranulare
	călit 1 150+650	coroziune structurală cu aspect intergranular (32 μm)
URANUS S1 (Japonia)	călit 1 150	lipsa coroziunii intergranulare
	călit 1 150+650	

Variaţia pierderilor în grosime-timp (fig. 2) pune în evidenţă următoarele aspecte :

— alura curbelor cu caracter ascendent indică nerezistenţa în mediul de testare (cazul oţelului F);

— alura curbelor în palier după ciclurile 2 şi 3 indică stabilizarea procesului de coroziune (oţelurile A,B,C,D,E, URANUS S1);

— la conţinuturi mici de siliciu (oţelurile A, B) s-au înregistrat cele mai mici pierderi de grosime (< 0,3 mm/an).

Rezistenţa la coroziune în 5N HNO_3 + 1g/l Cr^{6+}. Rezultatele privind testarea oţelurilor în 5N HNO_3 + 1 g/l Cr^{6+} sînt prezentate în tabelul 4 şi în figurile 4 şi 5.

Se remarcă faptul că, în acest mediu, siliciul măreşte rezistenţa la coroziune a oţelurilor inoxidabile :

— la un nivel de peste 3% Si oţelul nu este susceptibil la coroziune în stare călită ;

— creşterea conţinutului de siliciu (de la 1 la 5%) face să scadă adîncimea de pătrundere a fisurilor (310 μm la oţelul A şi 18 μm la oţelul D).

Alura curbelor de variaţie a pierderilor de grosime în timp a oţelurilor experimentale este prezentată în figura 4. Valorile pierderilor de grosime sînt în concordanţă cu adîncimile de pătrundere a fisurilor intergranulare. Astfel, oţelul A are cele mai mari viteze de coroziune (5 mm/an, cu aspect ascendent al curbei), iar oţelurile B—F au viteze de coroziune de acelaşi ordin de mărime (< 0,3 mm/an).

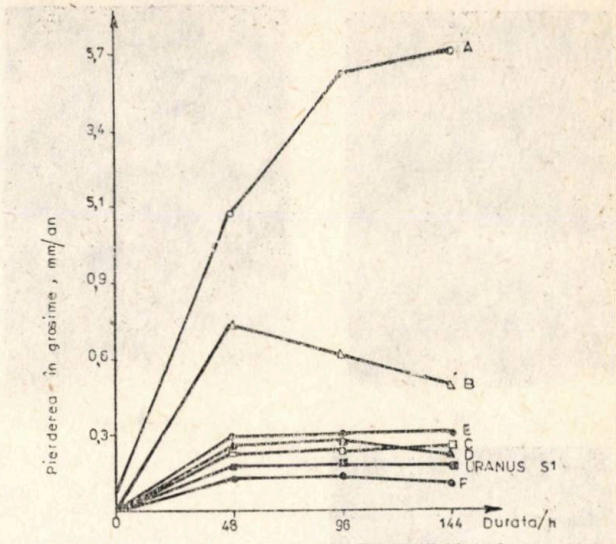
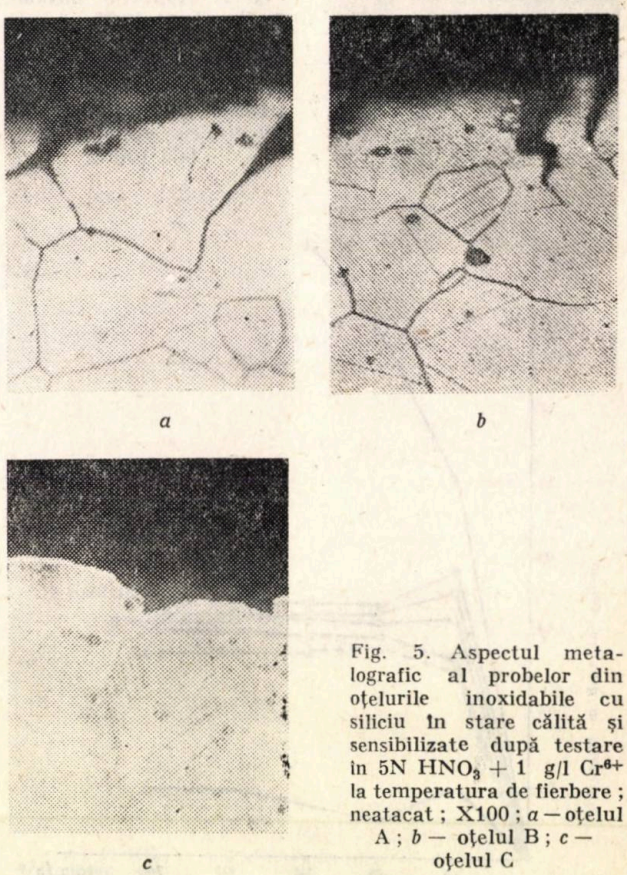


Fig. 4. Variaţia pierderilor de grosime în timp a oţelurilor inoxidabile cu siliciu după testare în 5N HNO_3 + 1 g/l Cr^{6+} la temperatura de fierbere



a *b* *c*

Fig. 5. Aspectul metalografic al probelor din oţelurile inoxidabile cu siliciu în stare călită şi sensibilizate după testare în 5N HNO_3 + 1 g/l Cr^{6+} la temperatura de fierbere ; neatacat ; X100 ; *a* — oţelul A ; *b* — oţelul B ; *c* — oţelul C

Rezistenţa la coroziune în 11N HNO_3 + 1 g/l Cr^{6+}. Rezultatele testărilor în 11N HNO_3 + + 1 g/l Cr^{6+} sînt centralizate în tabelul 5 şi în figurile 6 şi 7.

Tabelul 4

Comportarea la coroziune intergranulară după testare în 5N HNO_3 + 1 g/l Cr^{6+} la temperatura de fierbere (144 h)

Oţelul	Starea de tratament termic, °C	Comportarea la coroziune intergranulară, μm
A	călit 1 050	coroziune structurală (80 μm)
	călit 1 050+650	coroziune structurală cu aspect intergranular (310 μm)
B	călire 1 150	lipsa coroziunii intergranulare
	călire 1 150+65	coroziune intergranulară cu aspect incipient (30 μm)
C	călit 1 150	lipsa coroziunii intergranulare
	călite 1 150+650	coroziune structurală cu aspect intergranular incipient (20 μm)
D	călit 1 150	lipsa coroziunii intergranulare
	călit 1 150+650	coroziune structurală cu aspect incipient (18 μm)
E	călit 1 150	lipsa coroziunii intergranulare
	călit 1 150	
D	călit 1 150	
	călit 1 150+650	
URANUS S1	călit 1 150	
(Japonia)	călit 1 150+650	

Tabelul 5

Comportarea la coroziune intergranulară după testare în 11N HNO_3 + 1 g/l Cr^{6+} la temperatura de fierbere

Oţelul	Starea de tratament termic, °C	Comportarea la coroziune intergranulară, μm
D	călit 1 150	lipsa coroziunii intergranulare
	călit 1 160+650	coroziune intergranulară violentă (200 μm)
URANUS S1	călit 1 150	coroziune intergranulară incipientă (10 μm)
(Japonia)	călit 1 150+650	coroziune structurală cu aspect intergranular (72 μm)

Se remarcă prezenţa fisurilor intergranulare atît la oţelul D, cît şi la oţelul de import URANUS S1.

Aspectul microstructural al fisurilor intergranulare de natură corosivă după testare în acest mediu puternic oxidant este redat în figura 7.

Caracterul ascendent al curbelor pierderi de grosime-timp indică un fenomen de coroziune generală continuă, valorile vitezelor de coroziune fiind de două ori mai mari faţă de mediul cu concentraţie mai mică de acid (5N HNO_3 + + 1 g/l Cr^{6+}).

Rezistenţa la coroziune în acid azotic fumans. În urma testărilor în condiţii de laborator ale cîtorva oţeluri inoxidabile cu siliciu în acid azotic fumans s-au înregistrat următoarele rezultate :

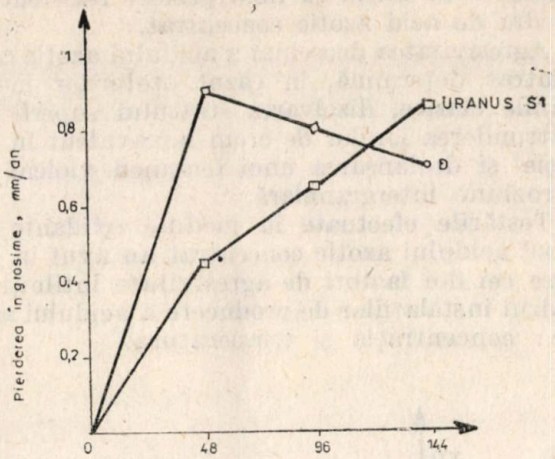
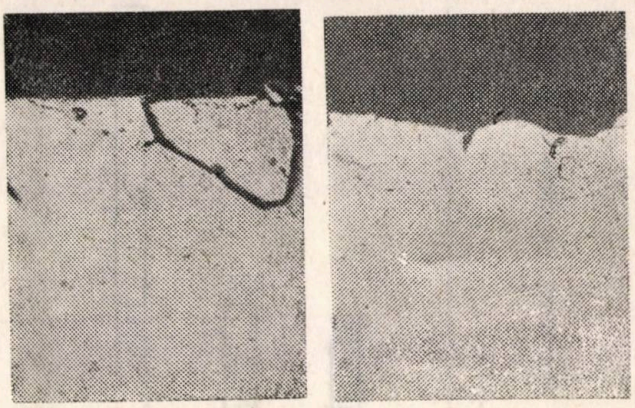


Fig. 6. Pierderile în grosime ale oţelurilor inoxidabile cu siliciu, testate în 11N HNO_3 + 1 g/l Cr^{6+} la temperatura de fierbere



a *b*

Fig. 7. Aspectul microstructural al probelor testate în 11N HNO_3 + 1g/l Cr^{6+} la temperatura de fierbere ; neatacat ; X : 100 ; *a* — oţelul D ; *b* — oţelul URANUS S1 (Japonia)

— la oţelurile cu 4% Si nu s-au pus în evidenţă fisuri intergranulare (oţelul D şi URANUS S1) ;

— la oţelul fără siliciu A fisurile intergranulare depăşesc 200 μm (fig. 9).

Rezultatele comparative ale pierderilor în grosime ale oţelurilor testate pun în evidenţă faptul că oţelurile cu 4% Si sînt perfect rezistente în acid azotic concentrat (viteze mai mici de 0,05 mm/an) în timp ce oţelul nealiat cu siliciu este nerezistent.

Cele mai convingătoare rezultate cu privire la influenţa siliciului asupra rezistenţei oţelurilor inoxidabile în acid azotic sînt oferite de comportarea în condiţii reale, la instalaţiile de producere a acidului azotic din cadrul Combinatului Chimic Făgăraş. Astfel, la oţelul A, nealiat cu siliciu s-a înregistrat cea mai mare pierdere în grosime (0,64 mm/an) (fig. 10), iar în cazul oţelurilor cu siliciu pierderile de grosime sînt de numai 0,04 mm/an (oţelul D) şi 0,025 mm/an (oţelul F). Astfel pierderile de grosime fiind foarte mici determină aprecierea oţelului in-

oxidabil cu siliciu ca fiind perfect rezistent în mediu de acid azotic concentrat.

Agresivitatea deosebită a acidului azotic concentrat determină, în cazul oţelurilor inoxidabile clasice, dizolvarea stratului superficial, pătrunderea ionilor de crom hexavalent în soluţie şi declanşarea unui fenomen violent de coroziune intergranulară.

Testările efectuate în mediile oxidante de tipul acidului azotic concentrat au avut în vedere cei doi factori de agresivitate întîlniţi în cadrul instalaţiilor de producere a acidului azotic: concentraţia şi temperatura.

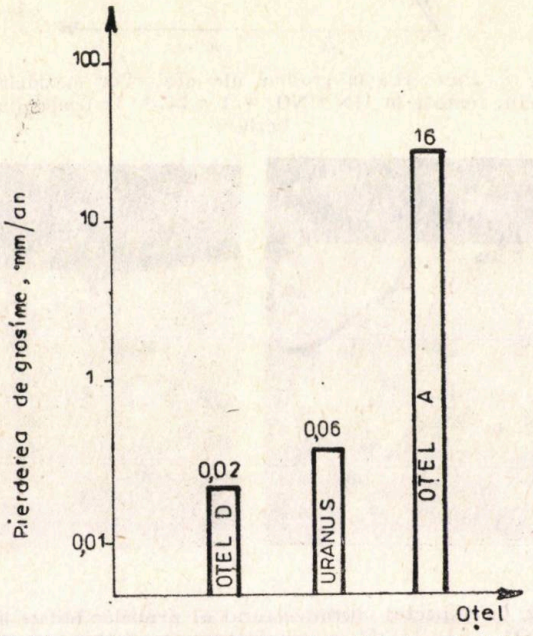


Fig. 8. Pierderile în grosime ale oţelurilor inoxidabile testate în acid azotic fumans la temperatura de fierbere

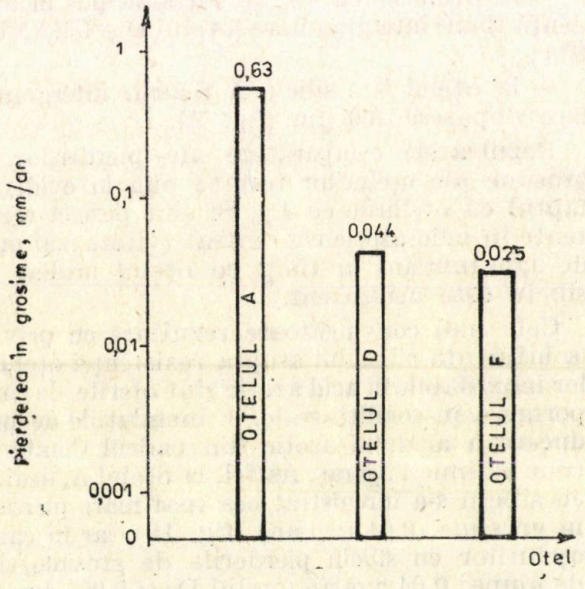


Fig. 9. Pierderile de grosime ale oţelurilor inoxidabile testate în acid azotic fumans

Tabelul 6

Comportarea la coroziune intergranulară după testare în acid azotic concentrat la temperatura de fierbere

Oţelul	Starea de tratament termic, °C	Comportarea la coroziune intergranulară, μm	Obs.
A	călit 1 150	coroziune intergranulară violentă (după 48 h) (200 μm)	
D	călit 1 150	lipsa coroziunii intergranulare	aspect lucios
	călit 1 150+650	,,	
URANUS S1	călit 1 150	,,	
(Japonia)	călit 1 150+650	,,	

Mediul de 65% HNO_3, deşi nu are concentraţia maximă în acid, are agresivitatea cea mai ridicată asupra oţelurilor inoxidabile cu siliciu. Analizînd comportarea oţelurilor inoxidabile cu siliciu în 65% HNO_3 se poate considera că siliciul măreşte susceptibilitatea la coroziune în acest mediu. Pe de altă parte, corelînd datele cu privire la compoziţia chimică şi cele de comportare la coroziune intergranulară în 65% HNO_3, se pot face următoarele aprecieri:

— indiferent de realizarea raportului de stabilizare (titan $\geq$ 5x%C) comportarea corespunzătoare este dată atît de cantitatea de siliciu, cît şi de nivelul total în titan şi, respectiv, carbon. Deoarece oţelurile D,E,F, URANUS S1 au avut comportări corespunzătoare în 65% HNO_3 se poate aprecia faptul că, pe de o parte, la un conţinut mic de carbon ($< 0{,}03\%$) şi siliciu (cca 4%), oţelul este rezistent la un conţinut total de siliciu mai mic de 0,1%, iar pe de altă parte creşterea conţinutului de siliciu peste 5% face să se anihileze efectul negativ al titanului (la valori peste 0,1%).

Luînd în considerare faptul că, pe măsura alierii cu siliciu, deformabilitatea materialului scade, se poate aprecia faptul că optimul în conferirea rezistenţei la coroziune intergranulară în conţinutul de siliciu este la aprox. 4%.

O altă caracteristică a oţelului inoxidabil cu siliciu este comportarea favorabilă o dată cu creşterea concentraţiei acidului azotic. Astfel, deşi oţelul nealiat cu siliciu are o comportare mai bună decît oţelurile cu siliciu în 65% HNO_3, la concentraţii peste 90% situaţia se inversează.

Testările în acid azotic fumans au evidenţiat două aspecte:

— influenţa favorabilă a conţinutului de siliciu (peste 4% Si oţelul devine imun la coroziune intergranulară, iar la conţinuturi peste 5% Si acesta devine stabil);

— agresivitatea crescută a condiţiilor de laborator (oţelul A este nerezistent în condiţii de laborator, avînd viteze de coroziune peste

2 mm/an în timp ce în condiţii industriale are viteza de coroziune de 0,6 mm/an).

Indiferent de agresivitatea condiţiilor de laborator oţelul inoxidabil cu siliciu D prezintă aceeaşi viteză de coroziune atît în laborator, cît şi industrial (0,05 mm/an).

Luînd în considerare agresivitatea deosebită a mediului de acid azotic concentrat şi, în consecinţă, condiţiile vitrege de testare, se pot lua ca metode de selecţie şi testare pentru mediile de acid azotic în prezenţa ionilor de crom hexavalent.

În 5N HNO_3 + 1 g/l Cr^{6+} sînt suficiente numai trei cicluri de cîte 48 ore de testare pentru a selecţiona materialul. Analizînd comportările oţelurilor cu siliciu în acest mediu oxidant, se poate aprecia favorabil comportarea la coroziune intergranulară dacă nivelul fisurilor intergranulare este sub 20 μm, iar la coroziune generală vitezele de coroziune sub 0,3 mm/an.

Mediul de testare 11 N HNO_3 + 1 g/l Cr^{6+} este mult prea sever. Apar fisuri intergranulare chiar şi la oţelul din import.

Se poate, deci, aprecia faptul că testarea oţelurilor inoxidabile necesare confecţionării instalaţiilor de lucru în acid azotic concentrat se poate face destul de rapid şi concludent în 5N HNO_3 + 1 g/l Cr^{6+} (trei cicluri de cîte 48 ore).

Concluzii

Siliciul conferă stabilitate oţelurilor inoxidabile austenitice în medii puternic oxidante.

Pentru rezistenţă maximă în medii oxidante este suficient un conţinut de 4% Si, conţinut de carbon mai mic de 0,03% şi conţinut de titan mai mic de 0,1%.

Selecţionarea oţelurilor inoxidabile pentru funcţionarea în acid azotic concentrat se poate face în mediul 5N HNO_3 + 1 g/l Cr^{6+}.

REVISTA REVISTELOR

ISIJ International, Japonia, nr. 7, 1989

Segregarea superficială şi la limita grăunţilor în cazul fontei şi oţelurilor, p. 529 — Suprafaţa aliajelor amorfe, p. 539 — Compoziţia şi proprietăţile suprafeţelor aliajelor de platină-rodiu, p. 550 — Segregarea superficială a impurităţilor şi cinetica transportului de hidrogen a metalelor utilizate pentru primul perete al reactorului termonuclear, p. 560 — Efectele adaosurilor de aliere asupra umidităţii cuprului la fibrele de carbon, p. 568 — Studiul RHEED şi AES al structurii Si (111) $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ — R 30° indusă prin absorbţia gazelor cu impurităţi, p. 576 — Studiul experimental al fabricării blocurilor de magnetită superconcentrată şi reducerea lor cu reducători solizi, p. 580 — — Analiza numerică a jetului de oţel lichid în oală la procedeul RH. Morfologia fierului redus din wustită cu amestecuri de H_2—H_2O—H_2S, p. 596 — Studiu teoretic asupra concepţiei duzei utilizate la jetul amestecului de gazparticule, p. 605 — Progrese înregistrate în domeniul materialelor pentru cutii de conserve şi orientări viitoare, p. 614.

Ogneupori, U.R.S.S., nr. 5, 1989

Mase de ştampare cu conţinut ridicat de alumină pentru căptuşirea oalelor de turnare a oţelului cu vidarea metalului, p. 1 — Stabilirea compoziţiei materiale optime a liantului fin măcinat în refractarele magnezito-spinelice, p. 5 — Optimizarea compoziţiei ceramicii termorezistente pe bază de cromit de magneziu, p. 8 — Suspensii ceramice cu lianţi cu concentraţii ridicate. Mecanismul şi particularităţile formării structurii la uscarea acestora, p. 11 — Generalizarea diagramei şi limitele de fluaj ale cărămizilor silica pentru cuptoarele de cocsificare, p. 16 — Omogenizarea structurală a produselor termoizolante cu fibră pe bază de liant anorganic, p. 21 — Aprecierea eficienţei programelor de torcretare cu flacără, p. 24 — Dependenţa densităţii refractarelor forsteritice de presiunea de presare, p. 28 — Cercetarea transferului titanului din oţel lichid în căptuşeala cuptorului cu curenţi de inducţie şi vid, p. 30 — Perfecţionarea tehnologiei de brichetare a cimentului cu conţinut ridicat de alumină, p. 34 — — Asimilarea producţiei de căptuşeli termoizolatoare din nisip şi celuloză de formă curbilinie, p. 36 — Funcţionarea cuptoarelor tip OKB—2126 la obţinerea materialelor refractare topite, p. 38 — — Dilataţia termică a cărămizilor silica — baza regimului de uscare şi încălzire a zidăriei bateriilor de cocsificare, p. 42 — Capacitatea spectrală de radiaţie a refractarelor, p. 46 — Particularităţile de construcţie a căptuşelii cuptoarelor de putere foarte mare cu arc electric pentru elaborarea oţelului şi experienţa exploatării acestora, p. 51 — Incercarea unui tip nou de liant la fabricarea şi comportarea căptuşelilor termoizolatoare, p. 54 — Noutăţi pe plan mondial în torcretarea căptuşelii agregatelor metalurgice, oalelor şi distribuitoarelor pentru oţel, p. 56.

Dr. ing. Ana Socolescu
și ing. Gr. Socolescu
Academia de Studii Economice

Metoda de purificare de ioni de zinc a soluțiilor acide complexe destinate valorificării prin electroliză

CZ : 541 : 004.8

Valorificarea minereurilor de sulfuri metalice neferoase complexe și fin concrescute se poate realiza economic prin procedee hidrometalurgice sau combinate : piro- și hidrometalurgice, care cuprind întotdeauna o fază principală, și anume dizolvarea cu randament cît mai ridicat a metalelor conținute în materia primă.

În cazul în care tehnologia adoptată comportă o fază de solubilizare acidă pentru extragerea cît mai completă din soluție a elementelor valoroase : fier, zinc, crom, nichel, cobalt, aluminiu, titan etc. și pentru evitarea pierderii acidului sulfuric, modalitatea cea mai avantajoasă pare să fie electroliza acestei soluții.

Tehnologiile folosite curent practică înlăturarea în primul rînd a fierului, care se găsește în cantitate preponderentă, prin metode care prezintă dezavantajul pierderii acestui element, precum și a unei mari cantități de acid de solubilizare.

Încercînd depunerea electrolitică a fierului, procesul este împiedicat de existența zincului care are potențial de depunere foarte apropiat (fierul : 0,44 V ; zincul : 0,76 V).

În consecință, în vederea electrolizării în condiții bune a fierului, este necesar ca zincul să fie îndepărtat în prealabil.

Cercetările efectuate au avut drept scop găsirea unei metode simple și economice de a extrage și recupera zincul din soluția acidă complexă, care în continuare va fi supusă electrolizei.

Este cunoscută din literatură metoda de adsorbție pe cărbune activ, practicată pentru extracția metalelor prețioase, uneori din soluții obținute prin cianurare. Se folosește cărbunele măcinat la 0,075 mm și activat de obicei la 700—800°C pentru a avea o suprafață de absorbție cît mai mare.

S-a încercat astfel adsorbția zincului din soluția acidă complexă, pe granule de lignit. Încercările s-au efectuat pe lignit de Baraolt. Caracteristicile principale ale acestui tip de lignit sînt : puterea calorică circa 1800 kcal/kg ; cenușă 35—37% ; umiditate 46 — 48%.

În experimentare s-a folosit lignit granulat la cca 3 mm și la cca 1 mm.

Încercările s-au executat folosind patru sorturi de lignit, dintre care și lignit brut, neactivat. În cazul fiecărui tip de lignit utilizat a fost variat timpul de trecere a soluției prin coloana de adsorbție, folosindu-se o viteză de 3m/h și respectiv 6 m/h. Coloana de adsorbție este reprezentată de un tub de sticlă cu lungime de 1 m și diametrul de 0,08 m, cu spațiu activ de cca 500 cm^3.

Tubul montat în poziție verticală a fost umplut pe rînd cu lignit de diferite sorturi și granulații.

La capătul de sus al tubului s-a montat o pîlnie cu robinet pentru picurarea soluției de sulfați, iar la capătul de jos s-a fixat un dop prin care trece un tub cu robinet, astfel încît să se poată regla retenția soluției în tub și viteza ei de trecere.

Încercările au fost făcute folosind patru tipuri de lignit, și anume :

— lignit brut, granulat și uscat *A* ;

— lignit granulat, tratat cu soluție 20% acid azotic, timp de 3 h, spălat cu apă și uscat *B* ;

— lignit granulat, încălzit timp de o oră la 250°C, ferit de contactul cu atmosfera, într-un cuptor electric de laborator *C* ;

— lignit granulat, fiert timp de o oră în apă și uscat, *D*.

Analiza chimică a soluției de sulfați trecută prin coloana de absorbție este prezentată în tabelul 1.

Tabelul 1

Conținutul în metale al soluției, %

Fe	Zn	Pb	Cu	Ni	Co	Mn
40,05	1,54	0,52	0,51	urme	urme	0,05

Se știe că sulfatul de zinc formează cristale mixte cu sulfații de fier, mangan, cobalt, nichel care cristalizează, de asemenea, cu șapte molecule de apă. Sulfatul de zinc cristalizează în soluție apoasă sub 39°C și păstrează moleculele de apă numai pînă la 70°C.

În consecință, în experimentare s-au folosit soluții complexe de sulfați cu temperatura de circa 50°C.

După trecerea soluției prin coloana umplută cu diferitele sorturi de lignit, la diferite granulații și viteze de trecere ale soluției s-a făcut o analiză de zinc prin metoda A.A.S., în soluția efluentă.

Rezultatele obținute în experimentări sînt prezentate în tabelul 2.

Tabelul 2

Cantitatea de zinc reţinută prin adsorbţie pe coloană de lignit, %

Tipul de lignit utilizat	Granulaţia, mm	Viteza de trecere a soluţiei, m/h	Zincul absorbit, %
A	1	3	12,8
A	1	6	15,3
A	3	3	16,4
A	3	6	12,2
B	1	3	72,1
B	1	6	68,5
B	3	3	64,0
B	3	6	63,3
C	1	3	44,0
C	1	6	37,1
C	3	3	46,5
C	3	6	41,7
D	1	3	37,9
D	1	6	34,4
D	3	3	42,9
D	3	6	73,3

Utilizarea lignitului activat cu acid azotic *B* şi granulat la 1 mm duce la obţinerea celor mai bune rezultate, la o viteză de trecere a soluţiei de 3 m/h, adică 72,1% (tab. 2).

Încercarea de a folosi ca material adsorbant lignit de tip *B*, de granulaţie 0,1 mm, a dus la înfundarea parţială a coloanei de adsorbţie şi, deci, la imposibilitatea de a obţine o viteză de trecere a soluţiei acceptabilă din punct de vedere tehnic şi economic.

În scopul îmbunătăţirii randamentului de extracţie a zincului din soluţia acidă complexă, s-a experimentat, în final, trecerea acesteia printr-o instalaţie formată din trei coloane de adsorbţie, legate în serie, identice ca dimensiuni, umplute cu granule de lignit de tip *B*, cu granulaţia de 1 mm. În acest mod, s-a adsorbit 95,6% din cantitatea de zinc existentă în soluţie.

Cînd în efluentul rezultat din coloana a treia a început să crească cantitatea de zinc, s-a întrerupt alimentarea cu soluţie. Coloanele au fost golite de umplutura de lignit activat, care a fost uscată la etuvă şi apoi arsă la 1 000°C în atmosferă oxidantă într-un cuptor electric de laborator prin care se suflă aer. Oxidul de zinc produs s-a recuperat în cantitate de 200—250 g la kilogramul de lignit ars.

S-a încercat, de asemenea, recuperarea zincului adsorbit în coloană prin spălarea acesteia cu soluţie de acid sulfuric 10%, obţinîndu-se sulfat de zinc care poate fi electrolizat. Lignitul se reactivează prin spălare cu apă fierbinte, uscare şi tratare cu soluţie de acid azotic 20%. După uscare, materialul de adsorbţie se reintroduce în proces.

REVISTA REVISTELOR

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 5, 1989

Separarea pneumatică şi mărunţirea selectivă a cărbunilor, p. 2 — Analiza şi direcţiile prioritare ale progresului tehnico-ştiinţific la îmbogăţirea cărbunilor, p. 5 — Probleme actuale ale cocsificării, p. 8 — Direcţiile elaborărilor în domeniul tehnologiei de încărcare fără fum a bateriilor de cocsificare, p. 12 — Bilanţul material al producţiei de cocs de gudron, p. 18 — Încercări industriale ale procedeului de torcretare cu flacără, p. 20 — Mecanismul de formare a cocsului, p. 22 — Ciclu închis de răcire finală a gazelor de cocserie, p. 24 — Cercetarea calităţii gudronului bateriilor de cocsificare cu camere de 41,6 m^3, p. 29 — Influenţa mediului de exploatare asupra refuzului în funcţionarea rulmenţilor cu umplutură de antifricţiune, p. 36 — Model economic şi matematic pentru alegerea direcţiilor progresului tehnico-ştiinţific în industria cocsochimică, p. 39 — Estimarea proprietăţilor calităţii cocsului metalurgic, p. 44 — Analiza cu eficienţă ridicată a apei pentru industria cocsochimică, p. 48 — Epurarea apelor reziduale de uleiurile şi gudroanele emulsionate, p. 52.

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 6, 1989

Încărcături de cărbune pentru cocsificare şi adaosuri la acestea, p. 9 — Metode optime de reparare a camerelor de la bateriile de cocsificare, p. 12 — Cocsificarea încărcăturilor de cărbune în cazul brichetării parţiale a acestora cu liant, p. 19 — Mărunţirea selectivă a încărcăturii de cărbune înaintea brichetării parţiale, p. 21 — Cercetarea şi alegerea liantului pentru tehnologia de brichetare parţială a încărcăturii de cărbune, p. 23 — Cercetarea proprietăţilor tehnologice ale lianţilor de petrol pentru brichetarea parţială a încărcăturii înaintea cocsificării, p. 27 — Lianţi de petrol şi de aglutinare pentru fabricarea combustibilului de cocs brichete, p. 29 — — Dezvoltarea tehnologiei de epurare cu amini a gazelor de cocserie şi a altor gaze industriale de hidrogenul sulfurat, p. 31 — *p*H-ul gudronului şi valoarea tehnologică a acestuia, p. 39 — Încercările ciurului vibrator cu cîmp neomogen al traiectoriilor în condiţiile sortării cocsului, p. 41 — Aparat cu mai multe cicluri de măsurat nivelul gudronului lichid, p. 48 — Obţinerea cocsului de lignit cu granulaţie fină pentru aglomerarea minereurilor, p. 52 — Alegerea procedeului de neutralizare a gazelor la încărcarea în vagon a încărcăturii pregătite termic, p. 56 — Optimizarea volumelor de aspiraţie la transbordările cocsului obţinut prin stingere uscată, p. 59.

Dirijarea reacției de asimilare a magnēziului în fontă prin depresurizarea stratului de modificator granular

Dr. ing. M. Chișamera, prof. dr. ing. L. Sofroni și dr. ing. I. Ripoșan
Institutul Politehnic București

CZ : 669.13

Tehnologiile clasice de modificare utilizate prezintă ca principală deficiență controlul scăzut asupra desfășurării reacției între modificator și fontă, din care cauză randamentul de asimilare a Mg variază în limite foarte largi (25—80%).

În cadrul tehnologiilor noi de modificare a fontelor, în vederea obținerii Fgn și Fgv, cu reale avantaje față de cele clasice, se încadrează și procedeul ROMVID [1].

Această tehnologie prevede introducerea modificatorului cu magneziu în stare granulară, într-un locaș special „buzunar" aflat în legătură (printr-un dop poros) cu o pompă de vid. Stratul de modificator este acoperit cu un material pulverulent, care îl izolează față de atmosfera din oala de modificare. Sub acțiunea depresurizării se obține o rigidizare a stratului de modificator granular. Stratul pulverulent de acoperire, care joacă rolul foliei din cazul procedeului V, poate fi realizat din diferite materiale, inclusiv cu rol activ în procesul de modificare a fontelor, respectiv desulfurare, postmodificare, aliere (CaC_2, CaSi, FeSi, Modifin etc.).

Se realizează astfel posibilitatea dirijării intensității reacției de asimilare a Mg pe baza variației presiunii vaporilor în stratul de modificator, asigurîndu-se, în acest fel, creșterea stabilității și reproductibilității rezultatelor. Apar, însă, o serie de procese complexe, care trebuie controlate.

Lucrarea își propune, în acest sens, elucidarea unor fenomene legate de procesul de asimilare a modificatorului în condițiile depresurizării, respectiv modul de desfășurare a reacției, variația presiunii de vapori în stratul de modificator, viteza de asimilare a modificatorului etc. Pe această bază, s-a urmărit stabilirea parametrilor principali ai tehnologiei de modificare : granulația modificatorului, depresiunea inițială în strat și temperatura de modificare.

Condiții de experimentare

Pentru experimentări a fost utilizat montajul din figura 1, care permite determinarea variației presiunii vaporilor de Mg în stratul de prealiaj și a vitezei de dizolvare a modificatorului în locașul special prevăzut în acest scop „buzunar".

După încercări preliminare a fost stabilit programul experimentărilor (tab. 1), în care s-au utilizat doi parametri de bază ai procesului de modificare (granulația modificatorului δ și depresiunea în stratul de modificator, ΔP), în condițiile în care cel de-al treilea parametru principal, temperatura fontei, a fost menținut constant.

Fonta a fost elaborată în cuptorul cu inducție cu creuzet de frecvență medie (8000 Hz), în cantitate de 8 kg pentru fiecare modificare.

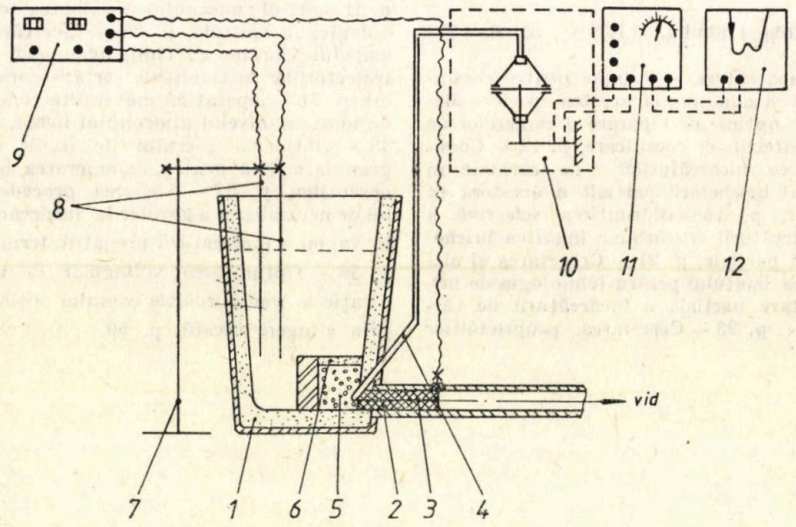


Fig. 1. Instalația pentru analiza parametrilor procesului de modificare în strat depresurizat : *1* — oală de modificare ; *2* — dop poros ; *3* — electrod ; *4* — conductă ; *5* — prealiaj modificator ; *6* — strat protector din CaSi ; *7* — suport pentru electrozi ; *8* — electrozi de grafit ; *9* — cronometru electronic ; *10* — traductor de presiune ; *11* — tensometru electronic ; *12* — înregistrator

Tabelul 1

Programul experimentărilor

Granulația, δ, mm	Depresiunea, ΔP, MPa			
	0	−0,03	−0,06	−0,09
<1	−	−	×	−
1−3	−	−	×	−
3−5	×	×	×	×
5−10	−	−	×	−

În încărcătură s-a utilizat fontă de Vlăhița, tip Fx_1 (STAS 882-77), iar pentru modificare s-a folosit prealiaj tip MODIVER MVC în proporție de 2,0%. Temperatura fontei la modificare a fost de 1 450°C.

Rezultate obținute

În cadrul experimentărilor efectuate au fost urmărite variația presiunii în stratul de modificator (tab. 2), durata reacției (echivalentă cu timpul de dizolvare a modificatorului) — τr și timpul în care fonta lichidă ajunge la dopul poros obturîndu-l τ_{obt} (tab. 3).

Cunoscînd cantitatea de Mg introdus Mg_i, constantă în toate cazurile, pe baza analizei chimice, în care s-au urmărit conținutul de Mg remanent Mg_{rem} și consumul de Mg pentru desulfurare Mg_S, s-a determinat randamentul de asimilare a Mg η_{Mg} cu relația:

$$\eta_{Mg} = \frac{Mg_S + Mg_{rem}}{Mg_i} \cdot 100 \qquad (1)$$

Pe baza analizei metalografice efectuate pe probe Ø 30 mm turnate în amestec clasic, s-a determinat gradul de compactitate al grafitului care este în concordanță cu conținutul de Mg remanent al fontelor turnate.

Au fost efectuate, de asemenea, observații în legătură cu modul de desfășurare a reacției (variația intensității reacției pe parcursul asimilării modificatorului).

Analizînd modul de variație a presiunii în strat se observă faptul că, la turnarea fontei în oala de modificare, în prima fază are loc o creștere a depresiunii în stratul de modificator, datorită etanșării perfecte a acestuia la partea superioară, de către fonta lichidă (reacția între fontă și modificator a început după patru secunde datorită stratului protector din praf de CaSi, adăugat deasupra modificatorului).

În momentul începerii reacției între prealiaj și fontă, presiunea în stratul de prealiaj crește brusc pînă la realizarea unui echilibru relativ al cărui nivel depinde de depresiunea inițială realizată în strat (fig. 2). După un timp echivalent cu durata în care fonta lichidă a ajuns

Tabelul 2

Variația presiunii în stratul de prealiaj, ΔP_t^s, în timpul reacției

Presiunea în strat ΔP_t^s la momentul t, Pa	Timpul, s	Depresiunea inițială în coloană, ΔP_i^c, MPa			
		0	−0,03	−0,06	−0,09
ΔP_0^s	0	0	− 266	− 532	− 798
ΔP_u^s	4	0	−2660	−3724	−4522
ΔP_5^s	5	+ 798	−1596	−3059	−4123
ΔP_6^s	6	+1995	+1330	−1330	−2793
ΔP_7^s	7	+2261	+1197	− 466	−2860
ΔP_8^s	8	+2128	+1330	− 599	−2860
ΔP_9^s	9	+2128	+1264	− 638	−2793
ΔP_{10}^s	10	+2261	+1264	− 532	−2926
ΔP_z^s	20	+2527	−	−	−
	31	−	+1330	−	−
	33	−	−	−665	−
	14	−	−	−	−2926
ΔP_f^s	24	+2527	−	−	−
	59	−	+2328	−	−
	69	−	−	+2261	−
	37	−	−	−	+2394

Obs. ΔP_0^s — depresiunea inițială în strat (înaintea turnării fontei în oală);

ΔP_u^s — depresiunea în momentul umplerii oalei cu fontă lichidă;

ΔP_z^s — depresiunea în momentul în care fonta lichidă a ajuns la dopul poros;

ΔP_f^s — presiunea în momentul terminării reacției

Tabelul 3

Rezultatele experimentale privind durata reacției și randamentul de asimilare a Mg

Șarja	ΔP_i^c, MPa	δ, mm	τ_r, s	τ_{obt}, s	Mg_i, %	Mg_{rem}, %	η_{Mg}, %
63	−0,06	<1	28	28	0,10	0,025	26
64	−0,06	1....3	34	18	0,10	0,030	31
48	−0,06	3....5	65	38	0,10	0,045	48
45	−0,06	5...10	25	25	0,10	0,030	32
65	0	3... 5	20	5	0,10	0,030	30
49	−0,03	3... 5	55	32	0,10	0,035	38
47	−0,09	3... 5	33	4	0,10	0,030	33

Obs. ΔP_i^c — depresiunea inițială în coloană;

δ — granulația modificatorului;

τ_r — durata reacției;

τ_{obt} — timpul în care fonta lichidă obturează dopul poros;

Mg_i — cantitatea de Mg introdus în fontă;

Mg_{rem} — conținutul de Mg remanent al fontei modificate;

η_{Mg} — randamentul de asimilare a Mg

la dopul poros (întrerupînd depresurizarea), presiunea în strat crește brusc pînă la un nivel corespunzător presiunii metalostatice a fontei lichide din oală, nemaifiind influențată de desfășurarea reacției.

Măsurătorile asupra duratei de asimilare a modificatorului au scos în evidență trei etape importante (tab. 2 și fig. 2): durata dizolvării stratului protector de CaSi — τ_0, egală în toate cazurile cu 4 s; timpul în care fonta lichidă ajunge la dopul poros — τ și durata totală a reacției — τ_r.

Se observă faptul că, prin creșterea depresiunii inițiale în stratul de modificator, scade valoarea presiunii de echilibru de la +2,2 kPa pentru $\Delta P_i^c = 0$ la −2,8 kPa pentru $\Delta P_i^c = -0{,}09$ MPa. Acest lucru face ca stratul de modificator să fie reținut mai mult timp la fundul oalei (datorită depresiunii), iar reacția să decurgă mult mai liniștit o perioadă mai îndelungată. Durata reacției a prezentat un maxim la $\Delta P_i^c = -0{,}06$ MPa, după care a scăzut brusc la $\Delta P_i^c = -0{,}09$ MPa. Acest fenomen a fost pus pe seama faptului că, o dată cu creșterea depresiunii, crește capacitatea de filtrație a fontei lichide prin strat, aceasta ajungînd la dopul poros pe care-l obturează. În acest fel, stratul de modificator își pierde rigiditatea și se comportă ca în cazul în care nu este depresurizat ($\Delta P_i^c = 0$).

Calculînd raza minimă a capilarelor create în strat (cazul în care $\delta = 3 - 5$ mm, iar ΔP_i^c variază între −0,03 și −0,09 MPa) pentru a avea loc fenomenul de filtrație, se obțin, utilizînd relația:

$$r = \frac{2 \cdot \sigma \cdot \cos \varphi}{\Delta P} \qquad (2)$$

următoarele valori:

$r_1 = 8{,}65 \cdot 10^{-4}$ m; $d_1 = 2 \cdot r_1 = 1{,}7$ mm

$r_2 = 6{,}18 \cdot 10^{-4}$ m; $d_2 = 2 \cdot r_2 = 1{,}24$ mm

$r_3 = 5{,}086 \cdot 10^{-4}$ m; $d_3 = 2 \cdot r_3 = 1{,}08$ mm

în care:

r este raza capilarului, m;
d — diametrul capilarului, mm;
σ — tensiunea superficială a fontei (σ = = 1150 dyne/cm);
φ — unghiul de umectare a fontei lichide (s-a utilizat valoarea maximă: φ = = 180°, datorită contrapresiunii

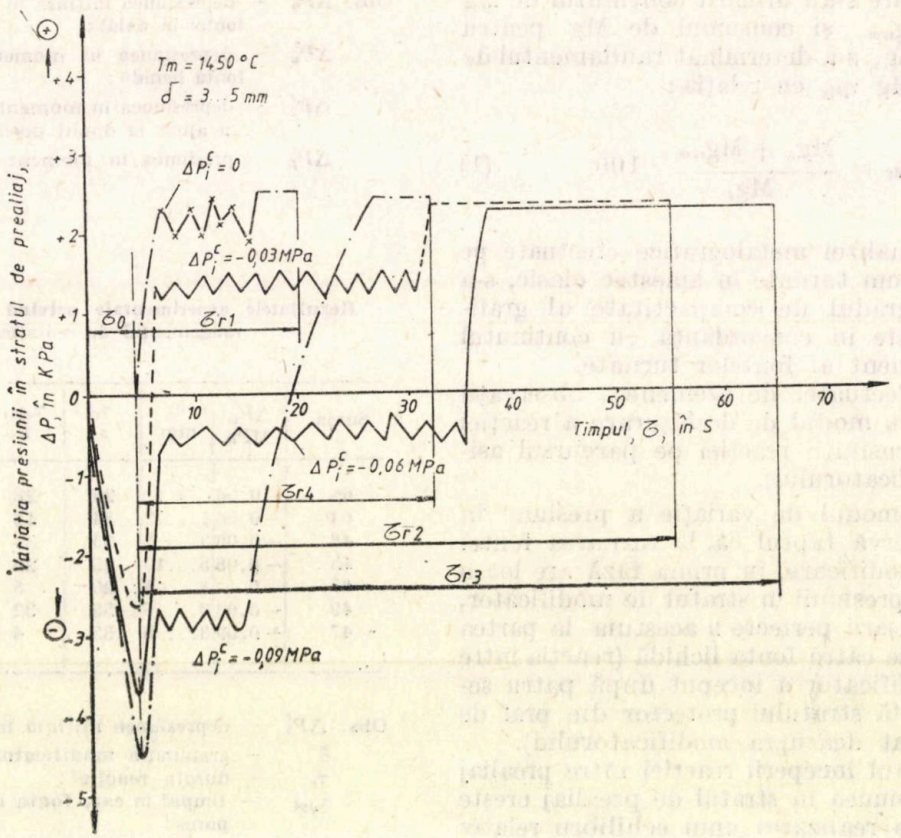


Fig. 2. Variația presiunii în stratul de modificator: ΔP_i^c — presiunea în coloană; τ_r — durata asimilării stratului protector de CaSi; T_m — temperatura de modificare a fontei; δ — granulația modificatorului

create de vaporii de Mg formați pe conturul fiecărui capilar);

ΔP — depresiunea maximă în stratul de modificator (ΔP_u^s — tab. 2).

Parametrii fizici ai stratului au fost determinați pe cale experimentală considerînd stratul de modificator ca un strat granular fix polidispers [2]. Au fost obținute următoarele valori: porozitatea stratului: $\varepsilon = 0{,}41$; suprafața specifică a stratului: $S_s = 1500$ m^2/m^3. Dimensiunea medie a canalelor din strat a fost calculată cu relația [3]:

$$d_m = \frac{4 \cdot \varepsilon}{S_s} = \frac{4 \cdot 0{,}41}{1500} = 1{,}09 \cdot 10^{-3}\text{m} = 1{,}09 \text{ mm} \qquad (3)$$

Comparînd această valoare cu valorile critice obținute la cele trei depresiuni se constată că $d_m \cong d_3$, ceea ce înseamnă că pentru stratul de modificator cu granulația de 3—5 mm, la o depresiune de —0,09 MPa, este posibil fenomenul de filtrație a fontei lichide, fapt care explică durata mai scurtă a reacției și intensitatea mai mare a acesteia.

Acest lucru este confirmat și de valorile obținute pentru randamentul de asimilare a magneziului care prezintă valoarea maximă la $\Delta P_i^c = -0{,}06$ MPa și o valoare mult mai redusă la $\Delta P_i^c = -0{,}09$ MPa (fig. 3).

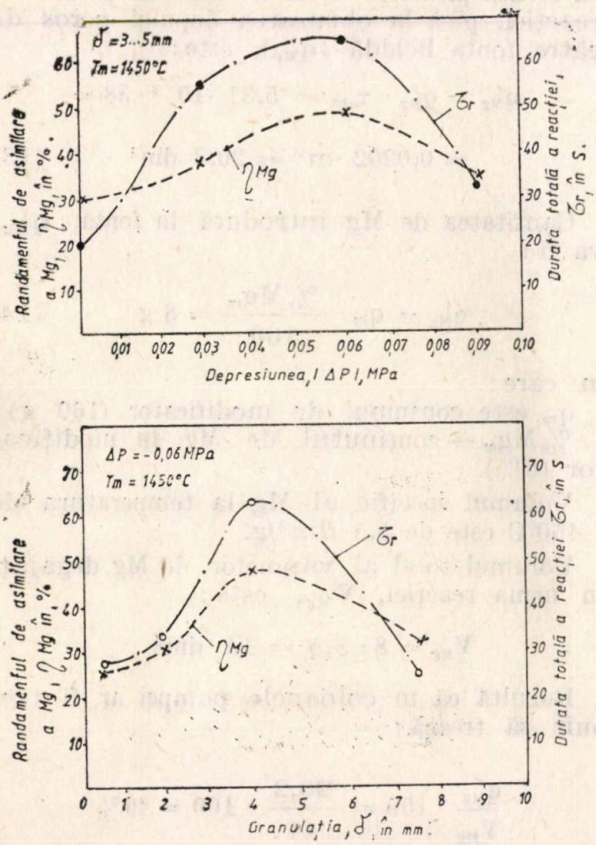


Fig. 3. Influența depresiunii și a granulației modificatorului asupra duratei reacției τ_r și asupra randamentului de asimilare a Mg (η_{Mg})

Aceeași variație este determinată și de granulația modificatorului, ceea ce poate fi explicat în același mod.

Rezultă faptul că pentru obținerea unui randament de asimilare a magneziului optim este necesară stabilirea unei corelații judicioase între granulația modificatorului și depresiunea creată în strat. Această corelație poate sta la baza dirijării intensității reacției pe seama variației presiunii în strat și, deci, a controlării procesului de modificare.

O altă problemă care se pune în cazul acestei tehnologii este aceea a cantității de Mg care este absorbită în coloanele instalației datorită depresurizării.

Pentru determinarea cantității de Mg absorbite în coloană au fost intercalate pe conductă, în apropierea dopului poros, filtre din sticlă sau din alice de oțel ($Ø < 1$ mm).

Filtrele au fost cîntărite cu precizie înainte și după modificare dar nu au fost constatate variații semnificative ale greutății lor. Ca urmare, s-a încercat determinarea acestui lucru prin calcul — pornind de la parametrii fizici și gazodinamici ai stratului de modificator. În acest scop au fost utilizate unele date obținute prin modelarea fizică a curgerii gazelor în strat [2].

Considerînd stratul de modificator ca un strat granular fix polidispers, pe baza relației care determină pierderea de sarcină, rezultă [4]:

$$\frac{\Delta P}{Ho} = f_{ec} \frac{\rho v}{2} \cdot \frac{S_s}{\varepsilon^3} \cdot w^2 \qquad (4)$$

Se determină viteza de filtrație w:

$$w = \sqrt{2 \frac{\Delta P}{Ho} \cdot \varepsilon^3 \frac{1}{f_{ec} \cdot \rho_v \cdot S_s}} \qquad (5)$$

în care:

$\frac{\Delta P}{Ho}$ este pierderea de sarcină în strat, $\frac{\text{Pa}}{\text{m}}$;

ρ_v — densitatea vaporilor de Mg ($\rho_v = 0{,}182$ kg/m^3);

S_s — suprafața specifică a stratului (conform lucrării [2]: $S_s = 1500$ m^2/m^3);

ε — porozitatea stratului: $\varepsilon = 0{,}41$ [2];

Ho — înălțimea stratului de modificator ($Ho = 0{,}050$ m);

f_{ec} — coeficientul de rezistență gazodinamică (Fanning);

$$f_{ec} = \frac{8.\text{K}}{\text{Re}_{ec}} + \text{K}_t \quad [4] \qquad (6)$$

în care:

$K = 5{,}4$; $K_i = 0{,}75$ – coeficienți [4];

Re_{ec} – numărul Reynolds echivalent:

$$Re_{ec} = \frac{Re}{1-\varepsilon}\ ;\ Re = \frac{w.dm}{\nu} \qquad (7)$$

w – viteza gazului în porii stratului, m/s;
dm – diametrul mediu al canalelor din strat, m;
ν – viscozitatea cinematică a vaporilor de Mg la temperatura de modificare.

În calcule s-a utilizat o valoare aproximativă a viscozității Mg în stare de vapori determinată pe baza viscozității Mg în stare lichidă și a creșterii viscozității unui alt metal la trecerea din stare lichidă în stare de vapori. S-a luat, pentru comparație, rubidiul care, în stare de vapori, este monoatomic, avînd densitatea apropiată de cea a magneziului.

Astfel, se obține:

$$\eta^v_{Mg} = \frac{\eta^v_{Rb}}{\eta^l_{Rb}} \cdot \eta^l_{Mg} \qquad (8)$$

în care:

η^v_{Mg} este viscozitatea dinamică a Mg în stare de vapori;
η^l_{Mg} – viscozitatea dinamică a Mg în stare lichidă, în apropierea temperaturii de topire: $\eta^l_{Mg} = 1{,}24 \cdot 10^{-3}$ N.s/m² [5];
η^v_{Rb} – viscozitatea dinamică a Rb în stare de vapori la temperatura de 1500 K: $\eta^v_{Rb} = 389 \cdot 10^{-7}$ N.s/m² [5];
η^l_{Rb} – viscozitatea dinamică a Rb în stare lichidă, în apropierea temperaturii de topire:

$$\eta^l_{Rb} = 0{,}643 \cdot 10^{-3}\ \text{N.s/m}^2;$$

$$\eta^v_{Mg} = \frac{389 \cdot 10^{-7}}{0{,}643 \cdot 10^{-3}} \cdot 1{,}24 \cdot 10^{-3} =$$

$$= 7{,}50 \cdot 10^{-5}\ \text{N.s/m}^2$$

Viscozitatea cinematică a Mg în stare de vapori este:

$$\nu^v_{Mg} = \frac{\eta^v_{Mg}}{\rho^v_{Mg}} = \frac{7{,}50 \cdot 10^{-5}}{0{,}182} = 4{,}12 \cdot 10^{-4},\ \text{m}^2/\text{s} \qquad (9)$$

Ținînd seamă de relațiile (6) și (7), relația (5) devine:

$$w^2 \cdot d_m \cdot k_1 \cdot H \cdot \rho^v_{Mg} \cdot S_s + w \cdot H \cdot \rho^v_{Mg} \cdot S_s \cdot 8 \cdot K.\ \nu(1-\varepsilon) - 2 \cdot d_m \cdot \varepsilon^3 \cdot \Delta P = 0 \qquad (10)$$

rezultînd:

$$w = \frac{-0{,}14334 + \sqrt{0{,}02055 + 6{,}83 \cdot 10^{-6} \cdot \Delta P}}{0{,}02252},\ \text{m/s} \qquad (11)$$

Efectuînd calculul pentru șarja 48 la care s-a obținut randamentul maxim de asimilare a Mg (pierderea de presiune în strat $\Delta P = 532$ N/m²) (tab. 2), rezultă: $W = 0{,}54$ m/s.

Debitul de vapori de Mg care trec prin stratul granular (q_{Mg}) este:

$$q_{Mg} = W.Se = W.\varepsilon.St,\ \text{m}^3/\text{s} \qquad (12)$$

în care:

Se este secțiunea efectivă a stratului;
St — secțiunea totală a stratului;
ε — porozitatea stratului.

Stratul de modificator (în cazul experimentărilor prezentate în lucrare) a avut secțiunea dreptunghiulară cu laturile de 60×40 mm. Rezultă:

$$q_{Mg} - 0{,}54 \cdot 0{,}41 \cdot 0{,}06 \cdot 0{,}04 =$$

$$= 5{,}31 \cdot 10^{-4},\ \text{m}^3/\text{s}$$

Cantitatea de vapori de Mg care ar trebui să treacă prin stratul de modificator pe durata reacției, pînă la obturarea dopului poros de către fonta lichidă (q'_{Mg}), este:

$$q'_{Mg} = q_{Mg} \cdot \tau_{obt} = 5{,}31 \cdot 10^{-4} \cdot 38 =$$

$$= 0{,}0202\ \text{m}^3 = 20{,}2\ \text{dm}^3 \qquad (13)$$

Cantitatea de Mg introdusă în fontă, q^i_{Mg}, va fi:

$$q^i_{Mg} = q_m \cdot \frac{\%\,Mg_m}{100} = 8\ \text{g} \qquad (14)$$

în care:

q_m este consumul de modificator (160 g);
$\%\,Mg_m$ — conținutul de Mg în modificator (5%).

Volumul specific al Mg la temperatura de 1 450°C este de 5,5 dm³/g.

Volumul total al vaporilor de Mg degajați în urma reacției, V_{Mg}, este:

$$V_{Mg} = 8 \cdot 5{,}5 = 44\ \text{dm}^3$$

Rezultă că în coloanele pompei ar fi trebuit să treacă:

$$\frac{q'_{Mg}}{V_{Mg}} \cdot 100 = \frac{20{,}2}{44} \cdot 100 = 46\%$$

Randamentul de asimilare a Mg în fontă este 48% (tab. 3).

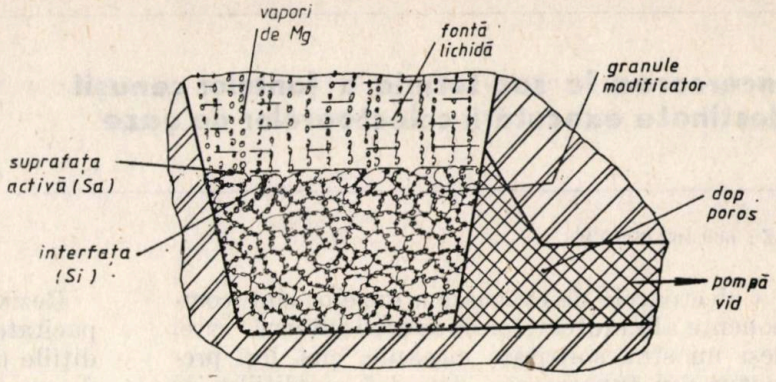


Fig. 4. Mecanismul circulației vaporilor de Mg în zona de reacție

Cantitatea de Mg care se pierde în atmosferă ar trebui, deci, să fie: 100 — (48 + + 46) = 6%. Această valoare nu poate fi însă acceptată dacă se ține seamă de faptul că reacția a mai continuat încă 27 s după obturarea dopului poros, timp în care nu au mai fost absorbiți vapori de Mg în coloanele pompei.

Această neconcordanță a fost explicată în două moduri:

— Vaporii de Mg care se formează la contactul fontei lichide cu suprafața activă a granulelor de modificator (S_a, fig. 4) nu se află sub incidența depresiunii și, deci, se vor degaja prin baia metalică. În canalele capilare ale stratului vor fi absorbiți numai vaporii de Mg care se formează la interferența bucăților de modificator (S_i, fig. 4) și cei care intră sub incidența depresiunii, ca urmare a agitației în zona de contact datorită violenței reacției (fig. 4).

— Datorită temperaturii mai scăzute a stratului de modificator, vaporii de Mg absorbiți în capilarele acestuia pot să recondenseze și să se solidifice pe suprafața granulelor din strat, intrînd din nou în reacție cu fonta lichidă, în faza următoare.

Pe baza celor două considerente rezultă faptul că, prin depresurizarea stratului de modificator, nu numai că nu există pericolul absorbției vaporilor de Mg în coloanele pompei dar se obține și un randament de asimilare a Mg mai ridicat, datorită creșterii duratei reacției ca urmare a micșorării suprafeței active în zona de contact și, deci, a intensității reacției. Totodată, se mărește și gradul de securitate a operației de modificare.

Concluzii

Experimentările, care au vizat posibilitatea dirijării intensității reacției de asimilare a Mg în fontă prin utilizarea tehnicii depresurizării stratului de modificator, au scos în evidență necesitatea stabilirii unor corelații judicioase între parametrii procesului de modificare, în principal între granulația modificatorului și depresiunea în strat, astfel încît să se împiedice fenomenul de filtrație a fontei lichide prin stratul de modificator și de întrerupere a acțiunii vidului prin obturarea dopului poros. În acest sens, a rezultat existența unor valori optime ale granulației modificatorului și depresiunii realizate în strat, care asigură un randament de asimilare a Mg cu peste 35% mai mare față de tehnologia clasică (procedeul Sandwich), în condițiile controlului intensității reacției și creșterii securității operației de modificare. Creșterea randamentului de asimilare a Mg și micșorarea intensității reacției sînt puse pe seama următoarelor fenomene:

— micșorarea suprafeței de contact între prealiaj și fonta lichidă ca urmare a rigidizării stratului la fundul oalei, a împiedicării desprinderii bucăților de prealiaj și a ridicării lor la suprafața băii metalice;

— reducerea vitezei de degajare a vaporilor de Mg din zona de reacție ca urmare a depresiunii create în stratul modificator;

— absorbția în strat a unei părți a vaporilor de Mg rezultați (cei aflați sub incidența depresurizării) și recondensarea acestora pe suprafața bucăților mai reci de prealiaj din zonele inferioare ale stratului.

BIBLIOGRAFIE

[1] Sofroni, L., Ripoșan, I., Militaru, Gh., Lazăr, D. *Procedeu de tratare a aliajelor în oala de turnare.* Brevet R.S.R., nr. 87046, 30.XI.1984.

[2] Chișamera, M., Ripoșan, I. *Influența granulației și a omogenității dimensionale a cocsului asupra funcționării cubilourilor.* În: Metalurgia, R.S.R., 38, 1986, nr. 10, p. 502.

[3] Carabogdan, I., Pănoiu, N. *Bazele teoretice ale aprinderii și arderii combustibililor solizi.* București, Editura Academiei R.S.R., 1969.

[4] Mihăilă, C. *Procese termodinamice în sisteme gaz-solid și aplicațiile lor în industrie.* Ed. Tehnică, București, 1982.

[5] Vargaftik, N. B. *Spravocinik po teplofiziceskim svoistvam gazov i jidkostei.* Moscova, Izdatelistvo „Nauka" 1972.

Încercarea la şoc termic a fontelor cenuşii destinate executării colectoarelor de gaze

Dr. ing. Al. Munteanu
Universitatea din Braşov

CZ : 669.162.275.146

Colectoarele de evacuare a gazelor sînt componente ale motoarelor cu ardere internă care, deşi nu sînt solicitate mecanic, pot ieşi prematur din funcţionare, datorită condiţiilor de lucru (cicluri repetate de încălzire şi răcire la temperaturi ridicate).

Aceste cicluri termice provoacă în structura de turnare a fontei modificări care contribuie la diminuarea treptată a proprietăţilor fizico-mecanice, iar în piesa turnată provoacă modificări dimensionale nedorite.

Ambele fenomene fac ca valoarea tensiunilor termice, datorate încălzirii neuniforme şi a tensiunilor de natură mecanică (care apar datorită modificării dimensiunilor), să depăşească rezistenţa la rupere şi curgere a fontei, contribuind la ruperea prin fisurare.

Încercarea la şoc termic pare să fie, în cazul acestor piese, singura încercare capabilă să dea informaţii asupra comportării în exploatare a fontei, uşurînd totodată alegerea calităţii celei mai adecvate.

Rezistenţa la şoc termic, care exprimă capacitatea unui material de a nu fisura în condiţiile unor încălziri şi răciri repetate, depinde de proprietăţile fizico-mecanice ale fontei şi de condiţiile de încercare.

Prima categorie de proprietăţi include proprietăţile termofizice care influenţează în mod direct mărimea tensiunilor de natură termică, modulul de elasticitate E, coeficientul lui Poisson μ şi difuzivitatea termică. Întrucît aceste tensiuni termice trebuie să fie cît mai mici, produsul $\beta \cdot E$ trebuie să prezinte valori scăzute, iar difuzivitatea termică $a = \lambda / c.\rho$ să fie cît mai mare.

A doua grupă de proprietăţi cuprinde o serie de proprietăţi mecanice, cele mai importante fiind : rezistenţa la rupere R_m; rezistenţa la curgere $Rp_{0,2}$; rezistenţa la fluaj ; alungirea specifică A ; tenacitatea.

Indiferent de condiţiile de încercare, o fontă rezistentă la şoc termic trebuie să prezinte, pe de o parte, proprietăţi mecanice ridicate,

Tabelul 1

Proprietăţile mecanice şi termofizice ale fontelor cenuşii

Proprietăţile \ Tipul fontei	Fontă cu grafit lamelar		Fontă maleabilă		Fontă cu grafit nodular		
	ferită	perlită	ferită	perlită	ferită	perlită	ferită 5% Si
Rezistenţa la rupere R $\frac{N}{mm^2}$	150	450	350	700	420	700	630
Alungirea specială A, %	0,8	0,3	10	2	15	2	16
Conductibilitatea termică λ, $\frac{W}{mk}$	50	44	50	42	42	25	25
Coeficientul de dilatare β, $1/K \cdot 10^6$	10—13		10—13		10—13		
Modul de elasticitate E, $\frac{N}{mm^2}$	78.000	143.000	175.000	195.000	167.000	195.000	165.000
Coeficientul Poisson, μ	0,26		0,28	0,29	0,28	0,29	0,29
Căldura specifică J/kg, K	460	535	460	630	540	710	—
Densitatea ρ, kg/m^3	7100	7300	7200	7500	7100	7300	
Creşterea prin oxidare 2000 h la 700°C, mm	0,7		—		0,55		0,04

iar pe de altă parte astfel de proprietăţi termofizice, care să ducă la limitarea tensiunilor termice :

$$R_{ST} = f\left(\frac{R,\ A,\ \lambda}{\beta,\ E,\ \mu,\ c,\ \rho}\right) \qquad (1)$$

Realizarea, în cazul fontelor, a unor caracteristici mecanice ridicate şi obţinerea, în acelaşi timp, a unui produs β. E scăzut, respectiv a unei difuzivităţi termice ridicate sînt în cazul fontelor cenuşii, lamelare, cu grafit nodular sau fonte maleabile slab aliate întrucîtva contradictorii (tab. 1).

Creşterea rezistenţei la rupere şi a alungirii specifice se obţine de obicei prin perlitizare, aliere micşorarea cantităţii de grafit şi mărirea compactităţii acestuia.

Toate aceste operaţii, efectuate la elaborare sau prin tratament termic, determină însă scăderea conductibilităţii termice, creşterea modulului de elasticitate, a căldurii specifice şi a densităţii, acţionînd în sensul scăderii rezistenţei la şoc.

În tabelul 1 sînt prezentate proprietăţile mecanice şi termofizice ale cîtorva fonte mai des utilizate caracterizate prin compactitatea grafitului şi prin natura masei metalice.

Rezistenţa la şoc termic depinde de condiţiile de încercare, de temperatura maximă şi minimă, de durata ciclului, de viteza de încălzire şi răcire, de mediul în care are loc încălzirea şi răcirea.

Aceste condiţii pot determina apariţia unor fenomene nedorite, şi anume oxidarea internă şi grafitizarea, ambele avînd efecte contradictorii asupra proprietăţilor amintite şi rezultate greu de prevăzut asupra rezistenţei la şoc termic.

Pe baza proprietăţilor fazelor care alcătuiesc structura fontelor cenuşii : ferita, perlita şi grafitul, se poate face observaţia că rezistenţa la şoc termic este scăzută în cazul fontelor cenuşii perlitice cu cantităţi mici de carbon sub formă de grafit. Structura preponderent feritică, cu o rezistenţă şi o elasticitate superioară datorită alierii cu elemente care se dizolvă în ferită (Si, Cr, Mo) şi care ridică punctul la transformare A_1, prezintă o rezistenţă superioară la şoc termic.

Această afirmaţie este susţinută de faptul că, în cazul fontelor preponderent feritice, oxidarea internă este mai mică, iar grafitizarea cementitei perlitice este mai puţin probabilă.

În privinţa compactităţii grafitului, desi fontele cu grafit nodular posedă, comparativ cu celelalte fonte, modulul de elasticitate cel mai ridicat şi o conductibilitate termică mai scăzută, totuşi încercările dovedesc că acestea se comportă mai bine la şocuri termice.

În figura 1 este prezentată comportarea la şoc termic, estimată prin numărul de cicluri pînă la apariţia fisurilor pentru diferite calităţi de fonte cu grafit. Ciclul a constat în încălzirea epruvetelor prin inducţie la 650°C urmată de răcirea în apă [2].

Experienţa a demonstrat că, în cazul colectoarelor de gaze ale motoarelor cu ardere internă, datorită unor cicluri termice de severitate medie (temperaturi maxime situate sub punctul critic A_1, încălziri şi răciri de medie intensitate), fontele cenuşii cu grafit simplu modificate, slab aliate cu Cr, Cu şi Mo, se comportă corespunzător.

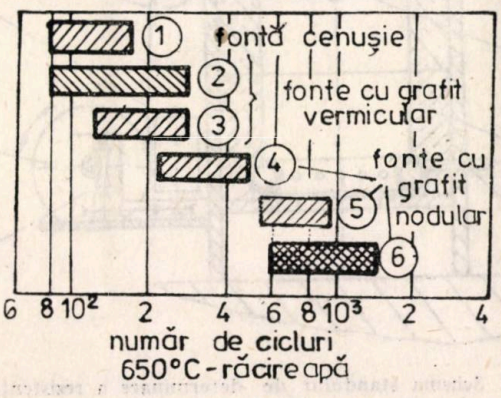
În această lucrare se urmăreşte analizarea comportării la şoc termic a trei calităţi de fontă cenuşie slab aliată, calităţi folosite în prezent la executarea colectoarelor de gaze de tractor, în stare turnată netratată termic.

S-a utilizat pentru aceasta un stand de încercare la şoc termic, urmărindu-se influenţa recoacerii de feritizare aplicate acestor fonte după turnare.

Modul de lucru

S-au elaborat şi turnat cinci epruvete din fiecare calitate de fontă. Compoziţia chimică analizată a fost cea prezentată în tabelul 2.

Analiza metalografică a structurii de turnare demonstrează prezenţa unor cantităţi di-



Nr	Structura	$\overline{R}$ N/mm²	% C	S	M	P	S	Elem aliere
1	Perlită	250	2,96	2,9	0,78	0,06	0,014	0,12Cr
2	Ferită	300	3,52	2,6	0,25	0,05	0,01	
3	Perlită	400	3,52	2,25	0,40	0,05	0,007	1,47Cu
4	Ferită	400	3,67	2,55	0,13	0,06	0,009	
5	Perlită	600	2,60	2,34	0,50	0,05	0,01	0,54Cu
6	Ferită	630	3,48	4,84	0,31	0,06	0,01	1Mo

Fig. 1. Comportarea la şoc termic pentru diferite fonte [2]

Tabelul 2

Compoziția chimică a fontelor cenușii analizate

Marca fontei	Compoziția chimică, %								Structura	
	C	Si	Mn	Cr	Cu	Mo	P	S	de turnare	după recoacere
Fc 270 Cr—Cu	3,3	2,2	0,73	0,5	0,3	—	0,21	0,11	60% perlită 40% ferită	30% Pe 70% Fe
Fc 320 Cr—Cu	3,4	2,1	0,8	0,4	0,5	—	0,2	0,09	90% Pe 10% Fe	40% Pe 60% Fe
Fc 320 Cr—Cu—Mo	3,3	2,2	0,78	0,5	0,45	0,45	0,22	0,10	98% Pe 2% Fe	50% Pe 50% Fe

ferite de ferită și perlită, în toate cazurile grafitul fiind fin și dispus în rozete.

Cîte trei epruvete din fiecare calitate au fost supuse apoi, în stare turnată neprelucrată, recoacerii de grafitizare, conform ciclului din figura 2.

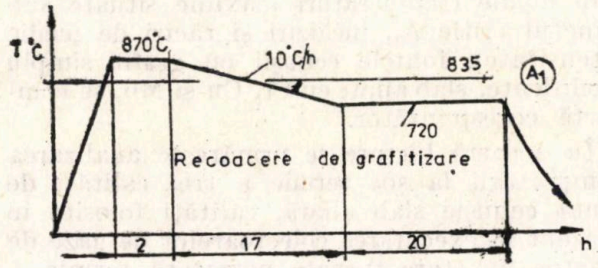


Fig. 2. Regimul de recoacere de grafitizare aplicat fontelor cenușii

Alierea cu elemente feritogene și carburigene Cr și Mo, respectiv cupru, element stabilizator al perlitei, a făcut ca după recoacerea de feritizare să persiste totuși cantități diferite de perlită care însă s-a globulizat.

Recoacerea de feritizare s-a executat în cutii etanșe dintr-un amestec protector format din nisip și șpan de fontă.

După recoacere s-a trecut la prelucrarea prin așchiere a epruvetelor la dimensiunile prezentate în figura 3, iar apoi s-a determinat rezistența la șoc termic pe standul prezentat în figura 4.

Funcționarea standului este următoarea: după racordarea la gaz metan a arzătorului *1* prin intermediul racordului *2* și la aer comprimat prin intermediul racordului 3, se face alimentarea motorului electric *4* care, prin intermediul reductorului *5*, a roții *10* a cablului *6* și a pîrghiei cu scripeți *7*, comandă coborîrea și ridicarea epruvetelor *8* în dreptul zonei de încălzire și răcire situată în corpul instalației *9*, format din două blocuri din beton refractar.

Temporizarea staționării în dreptul arzătorului s-a realizat cu ajutorul a două relee de timp, iar numărarea ciclurilor pînă la apariția fisurilor s-a făcut automat cu ajutorul unui limitator de cursă.

Condițiile de încercare au fost reglate astfel încît durata de staționare în arzător să fie de două minute, iar cea de răcire în aer comprimat să fie de 1,5 minute.

După pornirea standului, ciclurile termice se repetă pînă la apariția, în partea subțire a epruvetei (fig. 3, zona de 3,2 mm grosime),

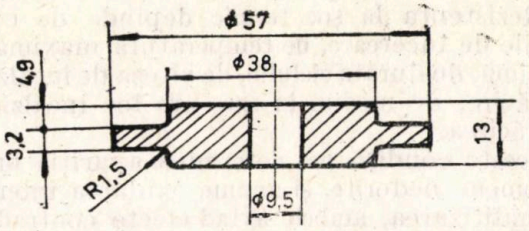


Fig. 3. Forma și dimensiunile epruvetelor pentru încercare la șoc termic

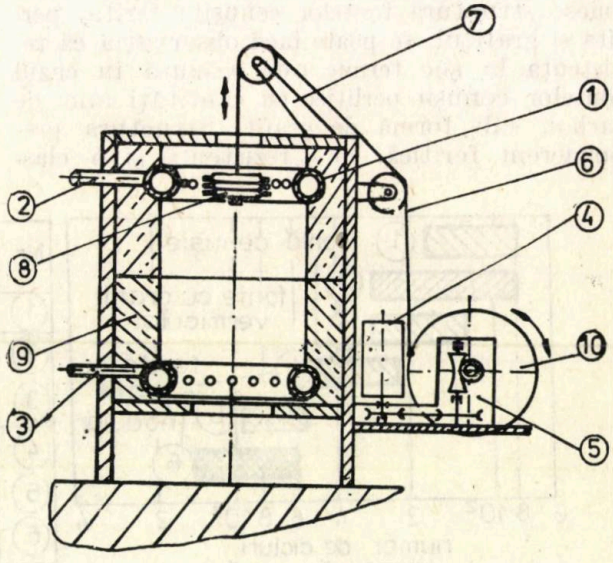


Fig. 4. Schema standului de determinare a rezistenței la șoc termic

a primei fisuri minore (0,1 mm) și se continuă pînă la detectarea vizuală a primei fisuri majore (1 mm).

Simultan au fost supuse încercării cîte trei epruvete, temperatura maximă obținută după perioada de încălzire a fost de 520°C, iar după răcire de 100°C; oprirea instalației și inspectarea vizuală a celor două tipuri de epruvete s-au făcut la intervale de 50 de cicluri.

După apariția primei fisuri majore, instalația a funcționat continuu pînă la temperatura de 1500 cicluri, după care s-au numărat și măsurat fisurile, considerîndu-se minore cele de sub 0,1 mm, iar majore cele de minimum 1 mm.

În aceste condiții, încercarea la șoc termic pe un grup de trei epruvete a durat aproximativ 100 de ore.

Rezultatele obținute

Rezultatele experimentale obținute sînt prezentate în tabelul 3.

Comparînd rezultatele obținute, pe cele trei calități de fontă în stare turnată, se poate constata că primele două calități, care diferă prin rezistența la rupere și nu prezintă diferențe notabile în privința compoziției chimice, se comportă asemănător la șoc termic.

Alierea suplimentară cu Mo determină o ameliorare sensibilă a rezistenței la șoc termic, epruvetele din fontă Fe—Cr—Cu—Mo prezentînd un număr de cicluri pînă la fisurare cu aproximativ 20% mai ridicat.

Recoacerea de grafitizare duce la creșterea alungirii specifice, a conductivității termice și a rezistenței la oxidare, datorită ponderii mai mari de ferită, și contribuie, în toate cazurile, la o creștere a rezistenței la șoc termic.

În figura 5 sînt înfățișate rezultatele obținute în cazul epruvetelor turnate netratate, iar în figura 6 este prezentată comportarea fontei FC—320—Cr—Cu, în stare turnată și după recoacere de grafitizare.

Influența grafitizării executate înainte de încercarea la șoc termic este mai mare în cazul primelor două calități de fontă, ducînd la creșterea numărului de cicluri cu aproximativ 20%, față de numai 5% în cazul fontei aliate suplimentar cu Mo.

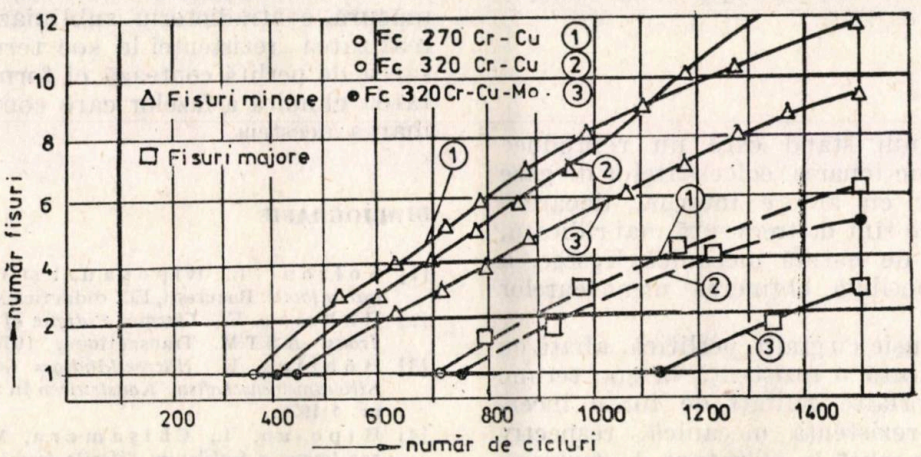


Fig. 5. Comportarea la oboseală termică a fontelor cenușii destinate colectoarelor de gaze

Tabelul 3

Rezultatele experimentale privind rezistența la șoc termic

Marca	Structura	Ciclurile pînă la prima fisură		Numărul de fisuri după 1500 cicluri		Duritatea, *HB*
		minoră	majoră	minore	majore	
Fc—270Cr—Cu	de turnare	362	737	12	6	192
	de recoacere	437	862	9	4	170
Fc—320Cr—Cu	de turnare	412	750	13	5	225
	de recoacere	462	962	9	4	190
Fc—320Cr—Cu—Mo	de turnare	437	1112	9	3	230
	de recoacere	462	1262	8	3	198

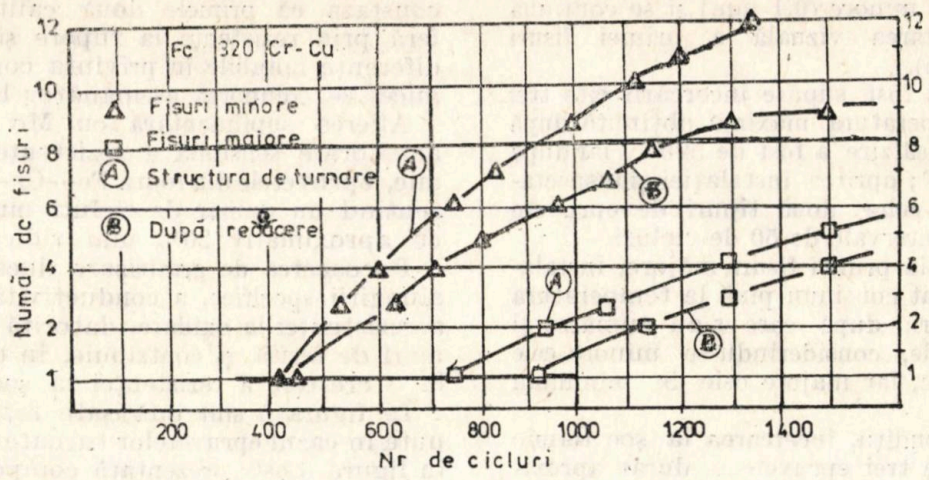


Fig. 6. Comparaţie între rezistenţa la şoc termic a fontelor cenuşii Fe—320—Cr—Cu în stare turnată şi stare tratată termic

Se poate observa că alierea cu Mo poate fi evitată prin executarea recoacerii de grafitizare (tab. 3). În acest scop, este necesară o analiză economică întrucît recoacerea de grafitizare este de lungă durată şi introducerea acesteia poate fi mai scumpă decît simpla aliere cu Mo.

Concluzii

Utilizarea unui stand care nu reproduce întru totul funcţionarea colectoarelor de gaze ale motoarelor cu ardere internă, deoarece ciclurile termice sînt de frecvenţă mai ridicată, iar solicitările de natură mecanică lipsesc, a făcut totuşi posibilă obţinerea următoarelor concluzii :

— Fonta cenuşie cu grafit, perlitică, aliată cu molibden, prezintă o rezistenţă la şoc termic superioară celorlalte calităţi de fonte încercate. Cu cît rezistenţa mecanică, respectiv cantitatea de perlită în structura de turnare, este mai mare, cu atît rezistenţa la şoc termic, apreciată prin numărul de cicluri pînă la apariţia fisurilor, este mai ridicată.

— Dacă însă după turnare se aplică un tratament de recoacere de grafitizare, care scade rezistenţa şi implicit cantitatea de perlită în mod paradoxal, rezistenţa la şoc termic creşte pentru fiecare calitate în parte.

— Acest fenomen constant şi, într-o oarecare măsură, contradictoriu subliniază faptul că în realizarea rezistenţei la şoc termic nu cantitatea de perlită contează ci forma şi omogenitatea chimică a fazelor care contribuie la formarea acesteia.

BIBLIOGRAFIE

[1] Sofroni, L., Ripoşan, I. şi Brabie, V. *Turnarea fontei.* Bucureşti, Ed. didactică şi pedagogică, 1985.
[2] Röhring, K. *Thermal Fatigue of Gray and Ductile Irons.* A.S.T.M. Transactions, 1978.
[3] Röhring, K. *Hitzebeständiges GGG mit 4 bis 6% Siliciumeigenschaften, Konstruiren* In : Giesserei, R.F.G., nr. 1/1978.
[4] Ripoşan, I., Chişamera, M. *Comportarea la şoc termic a fontelor cu diferite forme de grafit.* În : Metalurgia, R.S.R., nr. 9, 10 şi 12, 1981.
[5] Dinescu, L., Crăciun, C. şi col. *Oboseala termică a fontelor cu grafit lamelar, vermicular şi nodular.* În : Metalurgia R.S.R., nr. 1 şi 2, 1985.
[6] * ** Giessereikalender, Düsseldorf, 1986

Ing. L. Dinescu, ing. M. Serachitopol,
ing. D. Smochină, ing. A. Radu
și ing. R. Florian
ICSITPSCM

Fontele cu structură bainitică — un potențial înlocuitor al bronzurilor

CZ : 669.15–194.591

Datorită rezistențelor mecanice ridicate și a unei excelente prelucrabilități, fontele cu structură bainitică oferă inginerilor proiectanți o mare libertate în alegerea soluțiilor tehnologice, în condiții de economicitate a costurilor de fabricație.

Mărcile de fontă cu grafit nodular cu structură bainitică nu mai constituie o noutate pentru inginerii proiectanți de autovehicule, remarcîndu-se tendința de înlocuire a pieselor turnate, forjate și matrițate din oțel, a fontelor maleabile și cenușii de înaltă rezistență cu fontă cu structură bainitică.

Deoarece fontele cu structură bainitică prezintă interes, în special la aplicații cu regim greu de funcționare, este necesară o cît mai bună înțelegere a relației dintre compoziția chimică, tratamentul termic, structura și proprietățile fontei rezultate.

În lucrare se prezintă rezultatele obținute cu privire la fabricarea fontelor cu structură bainitică în stare brut turnată sau prin tratament termic și a proprietăților tribologice. Ținînd seamă de faptul că datele publicate în literatura de specialitate cu privire la proprietățile de uzare ale fontelor cu structură bainitică sînt, în general, obținute în opoziție cu cele ale oțelului călit, în experimentările efectuate a fost ales ca material de referință bronzul.

Condiții de experimentare

Elaborarea fontei lichide necesare experimentărilor s-a făcut într-un cuptor electric cu inducție cu capacitatea creuzetului de 100 kg, la frecvența de 8000 Hz. Ca materie primă s-a folosit fontă de înaltă puritate și oțel deșeu.

În vederea obținerii structurii bainitice s-a ales, ca elemente de aliere, combinația dintre Ni, Mo și Cu. Ca aliaje modificatoare compactizante s-a folosit aliajul de tip FeSiMg(NSCl), iar pentru grafitizare s-a folosit modificatorul MB21 (STAS 11240-88).

Tehnologia de elaborare-modificare-turnare a fost cea folosită la obținerea fontelor cu grafit nodular clasice, tehnologie care va fi prezentată în continuare.

Din fiecare șarjă s-au turnat probe cilindrice cu diametre diferite, analiza metalografică făcîndu-se pe eșantioane prelevate din zona centrală.

Compoziția chimică a șarjelor elaborate și structura metalografică obținută în stare brut turnată se prezintă în tabelul 1.

Se constată dependența gradului de aliere (la molibden constant) de grosimea de perete a probelor turnate și natura masei metalice rezultate.

De asemenea, se observă neomogenitatea structurii bainitice obținute prin aliere, constînd din coexistența mai multor constituenți structurali. Astfel, apariția cementitei și a ledeburitei a fost favorizată de scăderea conținutului de siliciu de la 2,52 la 2,21 % și a carbonului de la 3,42 la 2,84%, la aceeași grosime de perete, 25 mm (șarja D6 și D2, tab. 1).

În ceea ce privește grosimea de perete și viteza de răcire, se remarcă faptul că creșterea grosimii de perete atrage după sine creșterea

Tabelul 1

Compoziția chimică și structura metalografică obținută în stare brut turnată

Nr. șarjei	Compoziția chimică, %							Structura* Diametrul probelor, mm				
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	25	60	92	105	135
D6	3,42	2,52	0,21	0,058	0,018	3,02	0,47	Bs+Gn	P+Ft+Gn	–	–	–
D2	2,84	2,21	0,22	0,052	0,017	3,04	0,49	Bs+K+ +L+Gn	Bs+K+ +L+Gn	–	–	–
D4	2,83	2,22	0,19	0,057	0,019	3,46	0,48	–	Bs+Gn	–	–	–
D3	2,82	2,21	0,21	0,058	0,018	4,18	0,48	–	M+Bi+ Bs+Gn	Bs+Gn	–	–
D5	2,83	2,23	0,22	0,055	0,019	4,48	0,49	–	–	–	–	Bs+Gn
D1	2,83	2,22	0,22	0,056	0,018	6,49	0,51	M+Gn	M+Gn	M+Gn	M+Gn	–

Bs — bainită superioară; Bi — bainită inferioară; P — perlită; F — ferită; K — cementită; L — ledeburită; Gn — grafit nodular

procentului de nichel. Rezultă, deci, că pentru obținerea unei structuri bainitice în stare brut turnată este necesară o corelare strictă între grosimea de perete a pieselor turnate și conținutul elementelor de aliere.

Pe probe Lynchburg (25 mm) s-a urmărit valoarea caracteristicilor mecanice, obținute în stare brut turnată, apelînd la varianta de aliere Ni—Mo (2,85—3,15% Ni; 0,47—0,58% Mo).

În aceste condiții, rezistența de rupere la tracțiune a fost cuprinsă în limitele 751—864 N/mm², limita de curgere între 563 și 604 N/mm², alungirea 4,5—6,4% la o duritate de 289—347 *HB*.

Datorită inconvenientelor pe care le prezintă procedeul de obținere a fontelor cu masă metalică bainitică rezultată direct din turnare, în ultimii ani s-a folosit tot mai mult o altă metodă, și anume alierea slabă, urmată de un tratament termic de călire, la care transformarea austenitei are loc izoterm, în domeniul de formare a bainitei.

În acest scop s-a elaborat o șarjă de fontă cu grafit nodular slab aliată cu 0,3% Mo și 1,19% Cu, din care s-au turnat probe cu diametrul de 25 mm în vederea călirii.

Ciclul de tratament termic aplicat a constat din austenitizare la 900°C cu o menținere la această temperatură timp de două ore.

Transformarea izotermă a austenitei s-a făcut în baie de sare la două temperaturi diferite: 320 și 340°C, la același timp de menținere de 1,5 ore.

Pentru temperatura de menținere izotermă de 320°C, valoarea rezistenței de rupere la tracțiune a fost de 1162 N/mm², cu limită de curgere de 860 N/mm², alungire 4,1% și duritate de 341 *HB*.

Rezistența la impact la 20°C în condițiile utilizării probelor cu crestătură Charpy-V a fost de 36 J.

Creșterea temperaturii de menținere izotermă cu 20°C a determinat scăderea rezistenței de rupere la tracțiune la valori de 1007 N/mm² și a durității la 311 *HB*.

Limita de curgere a crescut la valori de 929 N/mm², alungirea la 5,4% și rezistența la impact la 40 J.

Aceste caracteristici au fost obținute în cazul unei mase metalice alcătuite din bainită superioară și austenită reziduală.

Rezultatele deosebite obținute de diverși autori [1]—[2] cu privire la comportarea foarte bună a fontelor cu structură bainitică în procesul de uzare metal-metal au determinat testarea proprietăților de uzare ale acestui material.

Experimentările au constat în determinarea uzurii metal-metal, în mediu lubrifiant, a fontelor cu grafit lamelar și nodular, luînd ca material de referință bronzurile.

Ca procedeu s-a folosit metoda rolă-sabot de tip TIMKEN.

Coeficientul de frecare s-a determinat în condițiile creșterii progresive a forței normale de apăsare la o turație constantă a rolei de 700 și 1680 (rot/minut), executate din oțelurile OLC45 și RP3, cu duritatea de 45 și respectiv 62 *HRC*. Ca mediu lubrifiant s-a folosit ulei de tip SAE și TIN 125.

Rezistența la uzare s-a apreciat prin metoda gravimetrică și prin măsurarea amprentei de contact care a apărut ca urmare a uzurii la un interval de 30 de minute pentru fiecare treaptă de încercare.

Ca material de referință s-a ales un bronz cu staniu BZ14.

În figura 1 se prezintă variația rezistenței la gripare și a coeficientului de frecare a fontei cu grafit lamelar cu structură bainitică (Fg1B) în cuplu cu oțelul RP3.

Se observă că valoarea sarcinii la care a apărut fenomenul de gripare la fontă a fost de 833 N față de numai 458 N cît s-a înregistrat în cazul bronzului.

Trebuie să se remarce valoarea mică a coeficientului de frecare în momentul apariției gripajului de 0,089 —0,092 al fontei, în comparație cu 0,114 cît s-a obținut la bronz.

Este interesant de reținut modul de creștere a coeficientului de frecare o dată cu forța

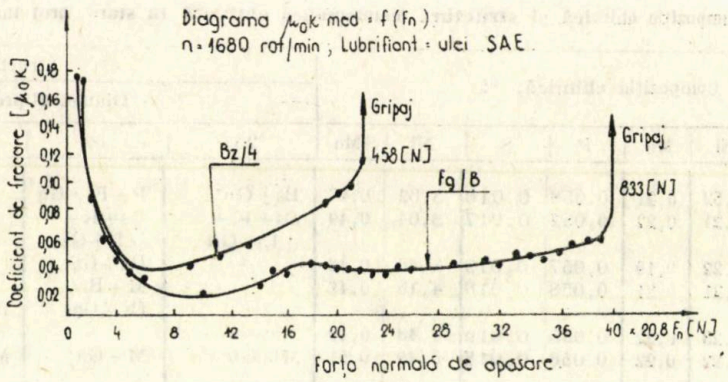


Fig. 1. Variația rezistenței la gripare și a coeficientului de frecare cu forța normală de apăsare a fontei cu grafit lamelar cu structură bainitică

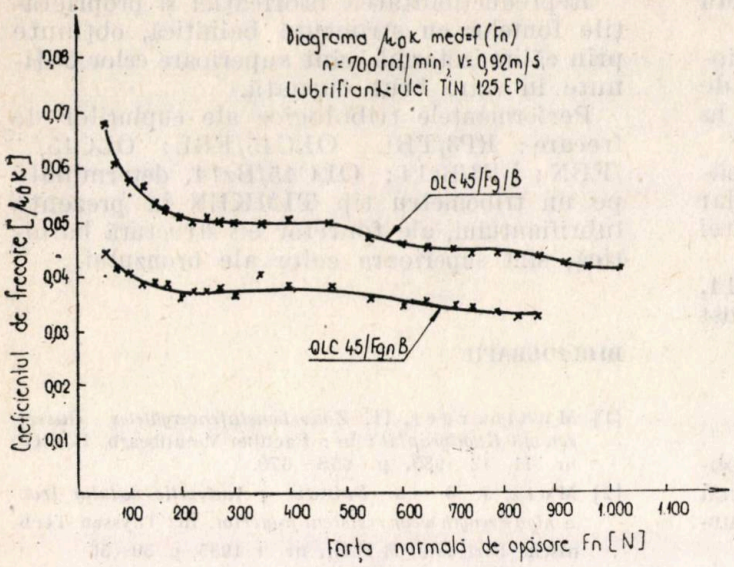


Fig. 2. Variația coeficientului de frecare cu forța normală de apăsare

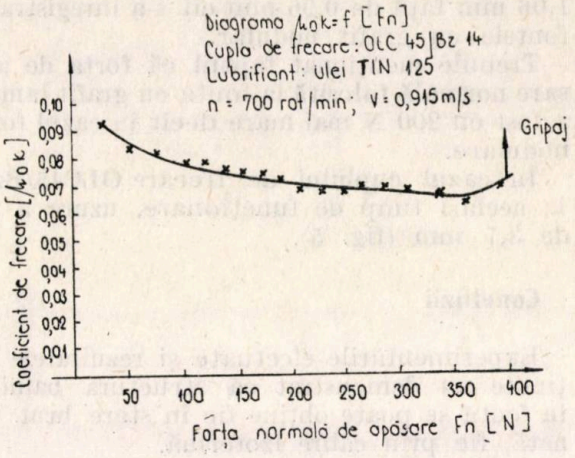
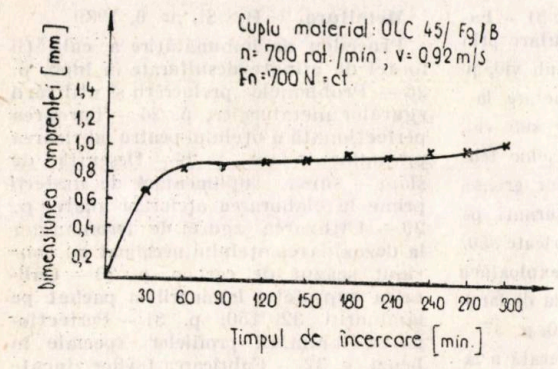
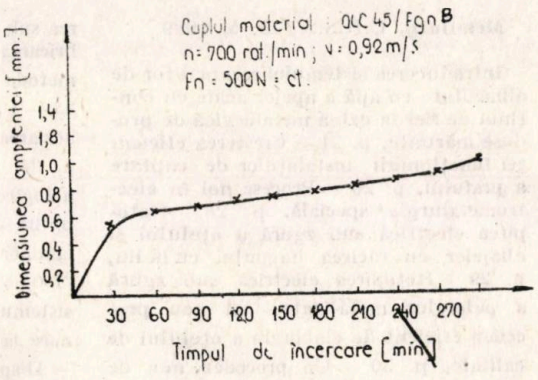


Fig. 3. Variația rezistenței la gripare și a coeficientului de frecare cu forța normală de apăsare a Bz14



a



b

Fig. 4. Rezistența la uzare a fontei cu grafit lamelar și nodular cu structură bainitică

normală de apăsare. Creșterea acesteia de la 125 la 458 N a dus la creșterea coeficientului de frecare al bronzului de la 0,038 la 0,114. Pentru aceeași creștere a forței normale, coeficientul de frecare a fontei a crescut de la 0,028 la 0,036.

Coeficientul de frecare al fontei cu grafit nodular (FgnB) este mai mic decît cel obținut la fonta cu grafit lamelar cu aceeași structură, indiferent de valoarea forței normale de apăsare în cuplu cu OLC45 (fig. 2).

Pentru a nu se distruge instalația nu s-a putut mări forța de apăsare normală pînă la apariția fenomenului de gripare.

În aceleași condiții de încercare, valoarea forței normale de apăsare pînă la apariția gripajului la cuplurile OLC45/Bz14 a fost de 384 N (fig. 3).

Rezistența de uzare a fontei cu grafit lamelar cu structură bainitică determinată prin pierderi de greutate a fost de trei ori mai mare decît cea a bronzului utilizat la încercări în cuplu cu oțelul RP3.

Analizînd modul de comportare la uzare a celor două tipuri de fonte în cuplu cu oțelul

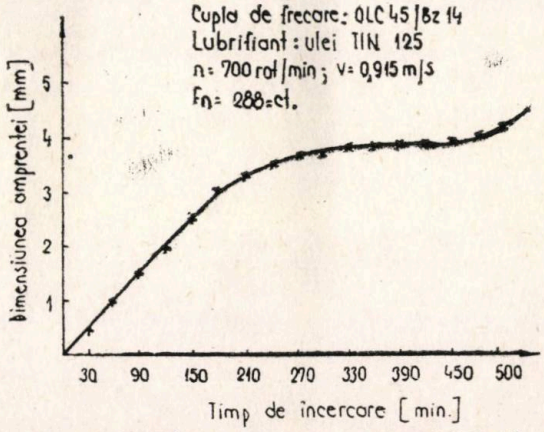


Fig. 5. Rezistența la uzare a bronzului Bz14

OLC45, nu s-a constatat o departajare netă (fig. 4 *a* și *b*).

După un timp de 300 de minute de funcționare, uzarea fontei cu grafit lamelar a fost de 1,06 mm față de 0,96 mm cît s-a înregistrat la fontele cu grafit nodular.

Trebuie menționat faptul că forța de apăsare normală folosită la fonta cu grafit lamelar a fost cu 200 N mai mare decît în cazul fontei nodulare.

În cazul cuplului de frecare OLC45/Bz14, la același timp de funcționare, uzura a fost de 3,7 mm (fig. 5).

Concluzii

Experimentările efectuate și rezultatele obținute au demonstrat că structura bainitică în fontă se poate obține fie în stare brut turnată, fie prin călire izotermă.

Reproductibilitatea fabricației și proprietățile fontelor cu structură bainitică, obținute prin călire izotermă, sînt superioare celor obținute în stare brut turnată.

Performanțele tribologice ale cuplurilor de frecare: RP3/TBL; OLC45/FBL; OLC45/FBN; RP3/Bz14; OLC45/Bz14, determinate pe un tribometru tip TIMKEN în prezența lubrifiantului, ale fontelor cu structură bainitică, sînt superioare celor ale bronzului.

BIBLIOGRAFIE

[1] Muhlberger, H. *Zwischenstufenvergütetes Gusseisen mit Kugelgraphit*: În: Fachber Metallbearb. R.F.G., nr. 11—12 1985, p. 658—670.

[2] Motz, J. M. ș.a. *Bainitic — Austenitic nodular iron a high strength wear resistent material.* In: Thyssen Technische Berichete, R.F.G., nr. 1 1985, p. 50—56.

REVISTA REVISTELOR

Metallurg, U.R.S.S., nr. 5, 1989

Introducerea sistemului recuperator de alimentare cu apă a apelor acide cu conținut de fier la uzina metalurgică de produse mărunte, p. 21 — Creșterea eficienței funcționării instalațiilor de captare a prafului, p. 23 — Procese noi în electrometalurgia specială, p. 28 — Retopirea electrică sub zgură a oțelului și aliajelor cu răcirea lingoului cu heliu, p. 29 — Retopirea electrică sub zgură a peletelor metalizate — un nou procedeu eficient de elaborare a oțelului de calitate, p. 30 — Un procedeu nou de obținere a aliajelor de nichel — retopirea sub vid cu doi electrozi, p. 31 — Fabricarea semifabricatelor tubulare prin metoda turnării centrifugale sub vid, p. 33 — Utilizarea filtrelor refractare la afinarea oțelurilor și aliajelor sub vid, p. 34 — Automatizarea proceselor tehnologice de laminare a tablelor groase, p. 34 — Cilindri din fontă turnați pe laminorul continuu de semifabricate 850/730/580, p. 36 — Experiența exploatării sistemului cu emulsii de la linia de laminare la rece cu cinci caje 630, p. 37 — Dispozitive de răcire accelerată a laminatelor de metal, p. 37.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 6, 1989

Procedeu de îmbunătățire a calității fontei de afinare desulfurate în bloc, p. 26 — Problemele prelucrării și utilizării zgurelor metalurgice, p. 26 — Turnarea perfecționată a oțelului pentru fabricarea prăjinilor de foraj, p. 29 — Deșeurile de șlam — sursă suplimentară de materii prime la elaborarea oțelurilor aliate, p. 29 — Utilizarea zgurei de feromangan la dezoxidarea oțelului necalmat cu conținut scăzut de carbon, p. 30 — Calitatea suprafeței laminării în pachet pe laminorul 320/150, p. 31 — Perfecționarea laminării profilelor speciale în benzi, p. 32 — Fabricarea țevilor zincate și a scheletelor pentru sere, p. 32.

METALEXPORTIMPORT
BUCAREST — ROUMANIE
21—25, Rue MENDELEEV. TELEPHONE
620, 621 LIGNE INTERNATIONALE.
TELEX 11 515

ICE METALEXPORTIMPORT EXPORTE:

● Tôle et bande en aluminum
Qualité : 99,5 % $AlMg_3$ cf. DIN
— AA 1100, AA 3003, AA 5052 conf. AA/84
— et aussi d'autres qualités disponibles
Epaisseur : 0,2—3 mm
Largeur de la bande : 75—1500 mm
Les dimensions de la tôle :
1000 x 2000 mm, 1250 x 2500 mm, 1500 mm x 3000 mm, 3' x 6', 4' x 8' et d'autres dimensions convenues.

● Tôle et bandes, stucco, diamond tôles et bandes plates.

● Feuilles d'aluminum
Qualité : 99,0, 99,5 %, AA 3003
Epaisseur : 9—200 microns
Largeur : 75—1000 mm
Utilisation finale : industrie alimentaire, pharmacie, industrie ménagère, installations hydrauliques etc.

● Profilés extrudés en aluminum. **Qualité : AlMgSi, AA 6063 ? AA 6061, AA 7075 de commun accord aussi d'autres qualités disponibles.**
Utilisation finale : bâtiment, industrie, portes et fenêtres.
L'usine SLATINA produit également les rondelles, les disques, la poussière et les câbles en aluminum.

— Tôle forte, inclusivement tôle pour navieres et virole de chaudière
— Tôle et bande laminée à froid
— Bande laimnée à chaud
— Tôle et bande zinguée
— Tôle pour dynamo
— Fer à béton et fil laminé
— Barres laminées à chaud
— Profilés U e profilés I
— Barres étirées
— Profilés formés à froid
— Tubes en acier sans soudure
— Tubes conduite, descentes et tubes de production
— Tubes soudés noirs et zingués
— Fil étiré
— Electrodes de soudure
— Clous
— Câble métallique
— Chaines industrielles
— Câbles de traction

— Lingots en aluminum et fil laminé résultant de la coulée continue — typo properzi

— Produits laminés et extrudés en aluminium : tôles et bandes, profilées en fil de fer, rondelles, disques.

CCPRA Braşov

Dacă aveţi nevoie de un colaborator sigur în domeniul cercetării şi proiectării produselor refractare şi abrazive

1990 APR 4

vă puteţi adresa la noi pentru:

- Proiectare de instalaţii pentru recuperarea căldurii din gazele de ardere
- Proiecte pentru diferite utilaje şi pentru modernizarea unor utilaje existente
- Bilanţuri energetice
- Instalaţii electrice, termice, sanitare, de desprăfuire, ventilaţii
- Proiecte pentru lucrări de investiţii
- Proiecte pentru matriţe destinate produselor refractare
- Diferite documentaţii tehnice pentru obţinerea avizelor
- Machete, prezentări grafice
- Cercetări pentru asimilarea produselor refractare şi abrazive în următoarele domenii : metalurgie, chimie, construcţii de maşini, electronică, nuclear
- Cercetări privind posibilitatea utilizării materiilor prime indigene şi a valorificării materialelor refolosibile la fabricarea produselor refractare şi abrazive
- Cercetări fundamentale şi aplicative în domeniile de vîrf ale economiei naţionale
- Cercetări pentru obţinerea unor produse noi în scopul reducerii consumului de combustibil şi energie

- **Oferim următoarele servicii :**

– asistenţă tehnică la punerea în operă şi în exploatare a produselor refractare şi abrazive ;

– construcţii tehnice privind utilizarea produselor refractare şi abrazive ;

– analize chimice, mineralogice şi termice la materii prime şi produse finite refractare şi abrazive

- Livrări de produse refractare şi abrazive, ceramică tehnică de serie mică

BRAŞOV, 2 200 ; str. Carierei nr. 127 ; telefon : 17966 ; telex : 61307 ; Cod SIRUES : 0957629

E 3280

METALURGIA

12

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XLI • NR. 12 • DECEMBRIE 1989

METALEXPORTIMPORT
BUCAREST — ROUMANIE
21 — 25, RUE MENDELEEV, TELEPHONE
620, 651 LIGNE INTERNATIONALE.
TELEX 11 515

ICE METALEXPORTIMPORT EXPORTE:

● Tôle et bande en aluminum
Qualité: 99,5% $AlMg_3$ cf. DIN
— AA 110, AA 3003, AA 5052 conf. AA/84
— d'autres qualités disponibles. Epaisseur : 0,2—3 mm
Largeur de la bande : 75—1500 mm
Dimensions de la tôle :
1000 x 2000 mm, 1250 x 2500 mm, 1500 mm x 3000 mm, 3' x 6', x 8' et d'autres dimensions convenues.

● Tôle et bandes, stucco, diamond tôles et bandes plates.

● Feuilles d'aluminum
Qualité : 99,0, 99,5%, AA 3003
Epaisseur : 9—200 microns
Largeur: 75—1000 mm
Utilisation finale : industrie alimentaire, pharmacie, industrie ménagère, installations hydrauliques etc.

● Profilés extrudés en aluminum. **Qualité : AlMgSi, AA 6063 ? AA 6061, AA 7075 de commun accord aussi d'autres qualités disponibles.**
Utilisation finale : bâtiment, industrie, portes et fenétres.
L'usine SLATINA produit également les rondelles, les disques, la poussière et les câbles en aluminum.

— Tôle forte, inclusivement tôle pour navires et virole de chaudière
— Tôle et bande laminée à froid
— Bande laminée à chaud
— Tôle et bande zinguée
— Tôle pour dynamo
— Fer à béton et fil laminé
— Barres laminées à chaud
— Profilés U et profilés I
— Barres étirées
— Profilés formés à froid
— Tubes en acier sans soudure
— Tubes conduite, descentes et tubes de production
— Tubes soudés noirs et zingués
— Fil étiré
— Electrodes de soudure
— Clous
— Câble métalique
— Chaînes industrielles
— Câbles de traction

— Lingots en aluminum et fil laminé résultant de la coulée continue — typo properzi

— Produits laminés et extrudés en aluminimum : tôles et bandes, profilés en fil de fer, rondelles, disques.

METALURGIA

Anul 40 Nr. 12 Decembrie 1989

CUPRINS

Albăstroiu, P. și Predeanu, Georgeta: **Influența conținutului de cenușă al cărbunilor asupra randamentului și calității cocsului** 563

Constantinescu, R. și Răileanu, C.: **Avantajele elaborării oțelurilor în convertizor cu insuflare combinată** 567

Teodorescu, N. N, Ducman, L și Vrânceanu, G.G.: **Considerații geometrice referitoare la deformarea corpurilor cilindrice tubulare (II)** 571

Stoian, L. și Radu, C.: **Posibilități de ridicare a eficienței utilajelor pentru recuperarea căldurii din gazele de ardere** 573

Geru, N. și Coșmeleață, Georgeta: **Cercetări privind dependența dintre proporția de bor solubil și călibilitatea oțelurilor de îmbunătățire cu aproximativ 0,4 % C și conținut scăzut în Cr, Ni, Mo** 579

Florian, E. și Drugă, L.: **Parametrii termodinamici și cinetici ai proceselor de transfer de masă la cementarea gazoasă a produselor metalice** 583

Dinescu, L., Diaconescu, S.: Sofroni, L., Mănescu, I., Smochină, D., Băcanu, I., și Kreyjik, C.: **Cercetări privind elaborarea fontei în cubilouli fără cocs.** . . 588

Ripoșan, I., Chișamera, M., Mitrofan, A. și Decean, V.: **Fonte cenușii din domeniul eutectic de înaltă rezistență** 591

Mitelea, I., Trușculescu, M., Liță, M. și Radu, I.: **Studii și cercetări asupra posibilităților de mărire a fiabilității pistoanelor motoarelor navale** 595

Cohn, E. și Vasilescu, O.: **Contribuții la îmbunătățirea calității acoperirilor refractare ale miezurilor și formelor utilizate în turnătorii** 599

REVISTA REVISTELOR 566, 570, 587, 590, 602

Indexul pe anul 1989 . . . . . 603—606

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM, Departamentul Export-Import Presă. BUCUREȘTI, str. 30 Decembrie, nr. 3" P.O. Box 136—137. Telex : 11 226

Redactor responsabil : prof. dr. ing. L. SOFRONI

Redactor : ELENA PĂRVU

Tehnoredactor : MARIETA RUBȚOV

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația : București, str. Mendeleev 21—25, sector 1. Telefon : 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01 B.N. — R.S.R. — filiala sector 6 — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament : lei 180 anual. Costul unui exemplar : lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

I. P. „Informația—Universul" — c. 1653

CONTENTS

DC: 622.333:662.613.1

Albăstroiu, P. and Predeanu, Georgeta: **The influence of ash content in coal on coke yield and quality**

The experiments carried out in relation to the influence of different types and component ratios of coal ash on their caking-agglutination show the necessity to maintain the ash content within certain limits.

The granulometric yield and the metallurgical coke quality depend on the agglutination-coking characteristics of load, their modification being strongly related to the load quality, including the ash content in the load.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 563—566

DC: 669.184.244.86

Constantinescu, R. and Răileanu, C.: **The advantages of combined blowing BOF steelmaking**

The paper presents the results of iron refining experiments in a 2,5 t combined blowing BOF, in comparison to LD process.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 567—570

DC: 639.374

Teodorescu, N.N. and Ducman, L.: **Geometrical considerations on the deformation of cast cylindrical bodies**

The authors study the deformation of homogeneous and isotropic tubular cylindrical when highly deformed. The authors analyse a Lie semigroup with a single parameter. Two types of deformation are obtained.

The theoretical results obtained agree with the experiments under the measurement accuracy limits.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 571—572

DC: 004.86: 662.613.5

Stoian, L. and Radu, C: **Ways of increasing the efficiency of heat recovering equipment from heating gas**

The authors analyse the influence of pressure adjustment in furnace, of the nonsealing capacity of furnace gas exhausting system, of the by-pass channes of the recovering system and of the location of the furnace pressure adjustement device on the heat recovery.

The authors draw the conclusions related to the possibilities of improving the recovering equipment operation by design and operation measures.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 573—578

DC: 621.785: 539.54

Geru, N. and Coşmeleață, Georgeta: **Researches on the dependance between soluble boron ratio and on the quench hardenability of heat-treatable steels with 0,4 % C and low Cr, Ni, Mo content**

The paper presents the experimental researches on the determination of the boron ratio and of the dependance between the soluble boron fraction and the quench hardenability.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 579—582

DC: 621.785.52: 669.1

Florian, E. and Drugă, L.: **Thermodynamic and kinetic parameters of mass transfer processes during gas cementing of metal products**

The paper presents a synthesis of the data concerning the thermodynamic and kinetic characteristics of the cementing process. On the basis of the values of these characteristics, the possible calculation models of the cementing element concentration in the layer depth. The authors present the values of the kinetic and thermodynamic parameters of the thermochemical process on which the structural and dimensional characteristics of the cemented layer depend.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 583—587

DC: 669.13: 621.745.552.3

Dinescu, L., Diaconescu, S., Sofroni, L., Mănescu, S., Smochină, D., Băcanu I., and Kreyjik, C.: **Researches on the iron-making in cokeless cupola**

The cokeless cupola is a melting facility with good prospects for iron foundry.

Equiping these facilities with ceramic ball recuperators contributes to improve the technological performances.

A liquid iron at the temperature of 1350—1400°C was obtained by using hot air at 260—470°C for a methane gas consumption of 53 Nm^3/t.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 588—590

DC: 669.162.275.144

Ripoşan, I., Chişamera, M., Mitrofan, A. and Decean, V.: **Grey cast iron from the high resistant eutectic domain**

The treatment of grey cast iron ($S = 0,9 - 1,0$) obtained in cupola and induction furnace with 0,5—0,8 % complex alloy with modifying and microalloying actions led to high mechanical characteristics ($R_m = 250-350$ N/mm²; 180—260 *HB*; $R_m/HB = 1,2-1,8$. The complex alloy contains Ca, Si, Al, Ti, Ba, Cr, Mn, C, Fe with a density of 4,5—5,5 kg/dm^3 and a melting range of 1200—1300°C.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 591—594

DC: 620.1.018: 621.432

Mitelea, I., Truşculescu, M., Lită, M. and Radu, I.: **Studies and researches on the possibilities of increasing the reliability of ship engine pistons**

The authors present the researches on the morphology of crackings noticed in the slot area of the ship engine pistons, as well as the slot area of the ship engine pistons, as well as the quality of hard and wear, fatigue and corrosion strength layer.

The X ray investigations with the help of which the size and distribution of 2nd order interval stresses on the section of the induction quenched and hard chrome superficial layer, accompanied by the hardness tests and metallographic analyses, have allowed the identification of certain technological solutions in order to increase the lifetime and operation reliability of these machinery parts.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 595—598

DC: 621.746.01: 666.76

Cohn, E. and Vasilescu, O.: **Contributions to the improvement of the quality of refractory lining for foundry cores and moulds**

The paper presents the studies carried out with a view to developing a refractory paint to be successfully applied in cores and moulds used to cast thick wall steel parts. This refractory paint is based on Romanian refractory materials.

The authors present the technological characteristics of the above mentioned refractory paint at the application temperature with a view to determining its behaviour.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 599—602

INHALT

DK: 622.333:662.613.1

Albăstroiu, P. und Predeanu, Georgeta: **Einfluss des Ascheinhalts der Kohle auf den Wirkungsgrad und der Qualität des Kokses**

Die ausgeführten Versuche, angesichts des Einflusses der verschiedenen Bestandteilarten — und Ausmassen der Zusammensetzung der Kohleasche auf deren Versinterung — Verkokungseigenschaften, heben die Notwendigkeit der Aufrechterhaltung des Ascheinhalts, in gewissen Grenzen, hervor.

Der granulometrische Wirkungsgrad und die Qualität des metallurgischen Kokses sind von den Versinterung — Verkokungseigenschaften der Schmelze abhängig, indem deren Veränderung in hohem Masse abhängig von der Beschikkungsqualität und vom Schmelzeascheinhalt ist.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 563—566

DK: 669.184.244.86

Constantinescu, R. und Răileanu, C.: **Vorteile der Stahlherstellung in einem Konverter mit kombiniertes Einblasen**

In der Arbeit werden die Versuchsergebnisse des Roheisenfrischens in einem 2,5 t Konverter mit kombiniertes Einblasen, vergleichsweise mit dem LD-Verfahren dargestellt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 567—570

DK: 539.374

Teodorescu, N. N. und Ducman, L.: **Geometrische Betrachtungen angesichts der Verformung der gegossenen zylindrischen Körpern**

Es wird die Verformung der rohrförmigen zylindrischen homogänen Körpern im Falle von grossen Formänderungen studiert. Aus geometrischen Gesichtspunkt wird eine Lie-Halbgruppe mit einem einzigen Parameter analysiert. Es werden zwei Verformungsarten erzielt.

Die theoretischen Ergebnisse sind in guter Übereinstimmung mit den Versuchsergebnissen, in den Masshaltigkeitsgrenzen.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 571—572

DK: 004.86: 662.613.5

Stoian, L. und Radu, C.: **Möglichkeiten für die Erhöhung des Wirkungsgrades der Anlagen für die Verwertung der aus Brenngase erhaltenen Wärme**

Es wird der Einfluss der Regelung des Ofendruckes, der Undichtheit des Abführungssystems der Gasen aus dem Ofen, des Druckverlustes der Brenngase aus dem Abführungssystem, der Umkreisungskanäle der Rückgewinnungsanlagen und der Lagerung der Druckregelungsanlage, auf der Rückgewinnung der Wärme aus den Brenngasen, analysiert.

Es werden einige Schlussfolgerungen betreffs den Verbesserungsmöglichkeiten des Betriebs der Rückgewinnungsanlagen durch konstruktive und betriebliche Massnahmen, gezogen.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 573—578

DK: 621.785.539.54

Geru, N. und Cosmeleață, Georgeta: **Erforschungen angesichts der Abhängigkeit des Verhältnisses: löslicher Bor und Härtbarkeit der Vergütungsstähle mit ca. 0,4%C und niedrigen Cr, Ni, Mo-Inhalt**

In der Arbeit werden die Erforschungsergebnisse aus dem Bereich der Festsetzung des Verhältnisses von löslichen Bor und der Abhängigkeit der Fraktion von löslichen Bor von der Härtbarkeit dargestellt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 579—582

DK: 621.785.52: 669.1

Florian, E. und Drugă, L.: **Thermodynamische und kinetische Parameter der Massentransportprozesse während der gasförmigen Aufkohlung der metallischen Produkte**

In der Arbeit wird eine Synthese der Daten angesichts den thermodynamischen und kinetischen Eigenschaften des Aufkohlungsprozesses dargestellt. In Abhängigkeit von den Werten der o.g. Eigenschaften werden die möglichen Rechenmodelle der Konzentration des Zementierungselements in der Tiefe der Schicht dargestellt. Es werden die Werte der thermodynamischen und kinetischen Parameter des thermochemischen Prozesses, von welchen die strukturellen und dimensionellen Eigenschaften der zementierten Schicht abhängen, verdeutlicht.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 583—587

DK: 669.13: 621.745.552.3

Dinescu, I., Diaconescu, S. Sofroni, L., Mănescu, S., Smochină, D., Băcanu, I., und Kreyjik, C.: **Erforschungen betreffs der Roheisenherstellung im kokslosen Schachtofen**

Der kokslose Schachtofen ist eine komplexe Anlage für Roheisengiessereien. Die Ausstattung des o.g. Ofens mit Winderhitzern die mit keramischen Kugeln vorgesehen sind, trägt zur Verbesserung der verfahrenstechnischen Leistungen bei.

Durch Heisswindeinsatz bei einer Temperatur von 260—470°C und einem Methangasverbrauch von 53 Nm 3/t, wurde ein Roheisentyp bei einer Temperatur von 1350—1400°C, die bei der Schachtofenrinne gemessen wurde, erzielt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 588—590

DK: 669.162.275.144

Riposan, I., Chişamera, M., Mitrofan, A. und Decean, V.: **Graueisen aus dem eutektischen hochfesten Bereich**

Die Behandlung der Graueisensorten (S_c = 0,9 — 1,0) im Schachtofen und Induktionsofen aus einer komplexen 0,5 — 0,8% Legierung mit Modifikatorwirkung und Mikrolegieren führte zur Erhaltung einiger vorteilhaften mechanischen Eigenschaften (R_m = 250 — 350 N/mm²; 180 — 260 *HB*; Rm/HB = 1,2 — 1,8). Die komplexe Legierung enthält Ca, Si, Al, Ti, Ba, Cr, Mn, C, Fe mit der Dichte von 4,5 — 5,5 kg/dm³ und hat einen Schmelzbereich von 1200 — 1300°C.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 591—594

DK:620.1.018:621

Mitelea, I., Truşculescu, M., Liță, M. und Radu, I.: **Erforschungen angesichts der Vergrösserungsmöglichkeiten de Leistungsfähigkeit der Schraubenmotorkolben**

In der vorliegenden Arbeit werden einige Erforschungen angesichts den Eigenschaften der angewiesenen Risse im Bereich der Rillen der Schraubenmotorkolben, sowie die Qualität der harten, verschleiss-ermüdungs — und korrosionsfesten Oberflächenschicht, dargestellt.

Die X-Strahl-Untersuchungen, die als Ziel die Bestimmung der Grösse und Verteilung der Innenspannungen des *II.* Grades auf den Querschnitt der hartverchromten und induktionsgehärteten Oberflächenschicht hatten, bekräftigt durch Dauerversuche und metallographische Untersuchungen, ermöglichen die Festsetzung einiger verfahrenstechnischen Lösungen für die Vergrösserung der Haltbarkeit und der Betriebssicherheit der o.g. Maschinenteile.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 595—598

DK: 621.746.01:666.76

Cohn, E. und Vasilescu, O.: **Beiträge bei der Qualitätsverbesserung der hitzebeständigen Schichten der Kerne und Formen die in Giessereien eingesetzt werden**

In der vorliegenden Arbeit werden einige Erforschungen angesichts der Herstellung einer hitzebeständigen Farbe, die bei den Kernen und Formen in den Giessereien, beim Giessen von dickwandigen Werkstücken eingesetzt wird und die aus hitzebeständigen rumänischen Werkstoffen zusammengesetzt ist.

Es werden die verfahrenstechnischen Eigenschaften der hitzebeständigen Farbe bei Einsatztemperatur, dargestellt.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 599—602

SOMMAIRE

CD: 622.333:662.613.1

Albăstroiu, P. et Predeanu, Georgeta: **L'influence de la teneur en cendre des charbons sur le rendement et la qualité du coke**

Les expériments effectués concernant l'influence des différents types et quantités de composants de la cendre des charbons sur leurs caractéristiques d'agglutination-cokéfaction ont démontre qu'il est nécessaire de maintenir la teneur en cendre en certaines limites.

Le rendement granulométrique et la qualité du coke métallurgique dépendent des caractéristiques d'agglutination-cokéfaction de la charge, leurs modifications étant en étroite dépendance de la qualité de la charge et donc de sa teneur en cendre.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 563—566

D: 669.184.244.86

Constantinescu, R. et Răileanu, C.: **Les avantages de l'élaboration des aciers dans le convertisseur à insufflation combinée**

L'article présente les résultats des expérimentations d'affinage de la fonte dans un convertisseur de 2,5 t à insufflation combinée par comparaison avec le processus LD.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 567—570

CD: 539.374

Teodorescu, N.N. et Dueman, L.: **Considérations géométriques sur la déformation des corps cylindriques coulés**

On étudie la déformation des corps cilindriques tubulaires homogènes et istoropes dans le cas de certaines déformations. On analyse du point de vue géometrique un demigroupe Lie. à paramètre unique. On obtient deux types de déformations.

Les résultats théoriques obtenus sont conformes aux résultats expérimentaux dans la limite de la précision de détermination.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 573—578

CD: 004.86:662.613.5

Stoian, L. et Radu, C.: **Possibilités d'augmentation de l'efficacité des outillages pour la récupération de la chaleur de gas brûlés**

Les auteurs analysent l'influence du réglage de la pression dans les fours, de l'inétanchéité du système d'évacuation des gas des fours, des pertes de pression des gas brûlés dans le système d'évacuation, des canaux qui contournent les outillages récupérateurs et de l'emplacement du dispositif de réglage de la pression sur la récupération de la chaleur des gas brûlés.

En conclusion, on présente les mesures constructives et d'exploitation destinées à l'amélioration du fonctionnement des outillages récupérateurs.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 571—572

CD: 621.785: 539.54

Geru, N. et Coşmeleaţă, Georgeta: **Recherches sur la dépendance entre la teneur en bore et la trempabilité des aciers de traitement à 0,4% C et à basse teneur en Cr, Ni, Mo**

Les auteurs présentent les résultats des recherches expérimentales concernant la détermination de la teneur en bore soluble et la dépendance entre la fraction de bore soluble et la trempabilité.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 579—582

CD: 621.785.52:669.1

Florian, E. et Drugă, L.: **Les paramètres thermodynamiques et cinétiques des processus de transfert de masse au cours de la cémentation gaseuse des produits métallurgiques**

Les auteurs présentent une synthèse des données concernant les caractéristiques thermodynamiques et cinétiques du processus de cémentation. Á partir des valeurs de ces caractéristiques, on détermine les modèles possibles pour calculer la concentration de l'élément de cémentation à travers la couche.

On mentionne également les valeurs des paramètres thermodynamiques et cinétiques du processus thermochimique qui détermine les caractéristiques structurales et dimensionnelles de la couche cémenté.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 583—587

CD: 669.13: 621.745.552.3

Dinescu, L., Diaconescu, S. Sofroni, L., Mănescu, S., Smochină, D., Băcanu, I. et Kreyjik, C.: **Recherches conceinrnant l'élaboration de la fonte dans le cubilot sans coke**

Le cubilot sans coke représente l'aggrégat de coulée à larges perspectives pour les fonderies de fonte.

Les récupérateurs à billes de ces aggrégats contribuent à l'amélioration des performances technologiques.

En utilisant de l'air chaud à temperature de 260—470°C, pour une consommation de gas méthane de 53 Nm^3/t, on a obtenu de la fonte liquide à température de 1350—1400°C (la température a été mesurée dans l'ajutage du cubilot).

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 588—590

CD: 669.162.275:155

Ripoşan, I., Chişamera, M., Mitrofan, A. et Decean, V.: **Fontes grises du domaine eutectique de haute résistance**

Le traitement des fontes grises ($S = 0,9—1,0$) obtenues en cubilot ou dans les fours à induction par 0,5—0,8% alliage complexe, ayant l'action de modification et de microalliage a déterminé l'obtention de certaines caractéristiques mécaniques élevées ($R = 250—350$ N/mm²; 180—26o HB; $R/HB = 1,2—1,8$). L'alliage complexe qui contientCa, Si, Al, Ti, Ba, Cr, Mn, C, Fe a une densité de 4,5—5,5 kg/dm² et le domaine de fusion 1200—1300°C.

Metalurgia 41 (1 989), nr. 12, p. 591—594

CD: 620.1.018: 621.431

Mitelea, I., Truşculescu, M., Liţă, M. et Radu, I.: **Etudes de recherches ayant pour but l'augmentation de la fiabilité des pistons des moteurs navals**

L'article présente les recherches concernant la morphologie des fissures présentes dans la zone des cannelures des pistons de moteurs navals de même que la qualité de la couche superficielle dure et résistante à l'usure, à la fatigue et à la corrosion.

Les analyses à rayons X de la valeur et de la distribution des tensions internes de deuxième ordre sur la section de la couche superficielle chromée et trempée par induction, corroborées aux essais de dureté et aux examens métallographiques ont conduit aux solutions technologiques qui augmentent la durabilité et la fiabilité de ces organes de machines.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 595—598

Cohn, E. et Vasilescu, O.: **Contributions à l'amélioration de la qualité des couches réfractaires appliquées sur les noyaux et les moules utilisés en fonderie**

Les auteurs présentent les études ayant pour but la fabrication d'une peinture réfractaire qui peut être appliquée avec succès sur les noyaux et les moules utilisés à la coulée des pièces en acier à parois épaisses. Les matières réfractaires utilisées sont indigènes.

On mentionne les propriétés technologiques de la peinture réfractaire à la température d'application afin de déterminer son comportement.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 599—602

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 622.333: 662.613.1

Албэстрою, П. и Предеану, Джеорджета: **Влияние зольности углей на коэффициент и качество кокса**

Проведенные испытания по влиянию различных типов и пропорций компонентов в составе золы углей на их характеристики спекания-коксования отмечают необходимость сохранением зольности в определенных пределах.

Гранулометрический коэффициент и качество металлургического кокса зависят от характеристик спекания-коксования шихты, изменение этих находятся в тесной зависимости от качества загрузки, тем самым от зольности шихты.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 563—566

ДК: 669.184.244.86

Константинеску, Р. и Рэилеану, К.: **Преимущества выплавки стали в конвертере с комбинированным дутьем**

Работа представляет результаты испытаний по переделу чугуна в 2,5 т конвертере с комбинированным дутьем, сравнительно с процессом LD.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 567—570

ДК: 539.374

Теодореску, Н. и Дукман, Л.: **Геометрические соображения относительно деформации отлитых цилиндрических тел**

Изучается деформация цилиндрических полых гомогенных и изотропных тел при больших деформациях. С геометрической точки зрения анализируется полугруппа Lie с параметром. Получены два типа деформаций.

Полученные теоретические результаты совпадают с экспериментами в пределе точности измерения.

Metalurgia 41 (1931), nr. 12, p. 571—572

ДК: 004.86: 662.613.5

Стоян, Л. и Раду, С.: **Возможности повышения эффективности оборудования для регенерации тепла горючих газов**

Анализируется влияние регулирования давления в печях, негерметичности системы отвода газов из печей, потери давления горючих газов в системе отвода, обходного канала рекуперирующего оборудования и расположения регулирующего устройства давления в печи на регенерацию тепла горючих газов.

Делаются заключения по возможности улучшения работы регенерирующего оборудования конструктивными и эксплуатационными мероприятиями.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 573—578

ДК: 621.785: 539.54

Джеру, Н. и Кошмеляцэ, Джеорджета: **Исследования относительно зависимости между пропорцией растворимого бора и закаливаемостью улучшаемой стали с приблизительно 0,4% С и с пониженным содержанием Cr, Ni, Mo**

В работе выявлены результаты экспериментальных исследований относительно определения пропорции растворимого бора и зависимость между долей растворимого бора и закаливаемостью.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 579—582

ДК: 621.785.52: 669.1

Флориян, Е. и Другэ, Л.: **Термодинамические и кинетические процессы массообмена при газовой цементации металлических изделий**

В работе представлен синтез данных относительно термодинамических характеристик процессов цементации. В зависимости от величин их характеристик определены возможные расчетные модели концентрации элемента цементации на глубину слоя.

Уточняются величины термодинамических и кинематических параметров термохимического процесса от которых зависят структурные и размерые характеристики цементированного слоя.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 583—587

ДК: 669.13: 621.745.552.3

Динеску, Л., Диаконеску, С., Софрони, Л., Мэнеску, И., Смокинэ, Д., Бэкану, И. и Крейжик, Г.: **Исследования по выплавке чугуна в вагранке без кокса**

Вагранка без кокса является агрегатом выплавки с широкими перспективами для чугунолитейных цехов.

Оснащение этих агрегатов керамическими шаровыми рекуператорами способствует улучшению технологических качественных показателей.

Используя теплый воздух температурой 260—470°С при расходе природного газа 53 $Нм^3$/т получен жидкий чугун темпеатурой 1350—1400°С, измеряемая в желобе вагранки.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 588—590

ДК: 669.162.275.144

Рипошан, И., Кишамера, М., Митрофан, А. и Дечеан, **Серые чугуны в эвтетической высокопрочной области**

Обработка серых чугунов (S_c 0,9—1,0), изготовляемых в вагранке и индукционных печях с 0,5—0,8% комплексным сплавом с модифицирующим и микролегирующим действием привела к получению высоких механических характеристик (R_m 250у—350Н/$мм^2$; 180—260 *HB*; *Rm/HB*=I,2—I,8). Комплексный сплав содержит Ca, Si, Al, Ti, Ba, Cr, Mn, C, Fe *C* плотностью 4,5—5,5 кг/$дм^3$ и областью плавки 1200—1300°С.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 591—594

ДК: 620.1.018: 621.432

Мителеа, И., Трушкулеску, М., Лицэ, М. и Раду, И.: **Исследования по возможностям повышения надежности работы поршней судовых двигателей**

Представлены исследования относительно морфологии трещин, обнаруженные в зоне каннелюр судовых двигателей, а также и качество твердого поверхностного прочного при износе, усталости и коррозии слоя.

Исследования рентгеновскими лучами, визирующее величину и распространение внутренних напряжений II-ого порядка на сечении поверхностного хромированного твердого слоя и закаленного индукцией, потвержденные испытаниями на твердость и металлографическими исследованиями, позволили найти технологические решения, повышая долговечность и надежность работы этих механизмов машин.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 595—598

ДК: 621.746.01: 666.76

Коон, Е. и Василеску, О.: **Вклады при улучшении качества огнеупорных покрытий сердцевин и форм, используемых в литейных цехах**

В работе представлены проведенные исследования относительно достижения огнеупорных красок, применяемые с хорошими результатами на сердцевины и формы, используемых при отливке толстостенных стальных изделий и содержащие в их составе отечественные огнеупорные материалы.

Представлены технологические свойства огнепорной краски при температуре нанесения для определения ее поведения.

Metalurgia 41 (1989), nr. 12, p. 599—602

METALURGIA 12

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN ROMÂNIA

1989

Ing. P. Albăstroiu
şi ing. Georgeta Predeanu
ICEM

Influenţa conţinutului de cenuşă al cărbunilor asupra randamentului şi calităţii cocsului

CZ: 622.333: 662.613.1

Lucrarea îşi propune să stabilească în ce măsură conţinutul de cenuşă al cărbunilor influenţează proprietăţile de cocsificare ale şarjei şi, de asemenea, modul în care se reflectă acestea asupra randamentului de cocs metalurgic şi asupra caracteristicilor de calitate a cocsului.

Este unanim recunoscut faptul că cenuşa cărbunilor se regăseşte integral în cocsul rezultat. Observaţia potrivit căreia majorarea conţinutului de cenuşă al cărbunilor determină înrăutăţirea caracteristicilor de rezistenţă a cocsului, precum şi o mărunţire accentuată, în dauna randamentului de cocs metalurgic, atrage atenţia asupra unui efect suplimentar al cenuşii în cursul desfăşurării procesului de cocsificare.

În literatură se prezintă numeroase date privind influenţa conţinutului de cenuşă al cărbunilor asupra caracteristicilor de aglutinare-cocsificare a acestora şi de aici asupra randamentului şi calităţii cocsului produs.

Creşterea proporţiei de component mineral duce la scăderea sensibilă a proprietăţilor de aglutinare a cărbunilor, respectiv a indicelui Roga [1], [2], la înrăutăţirea caracteristicilor de cocsificare puse în evidenţă de dilatarea totală [3] — [5], diminuînd totodată randamentul granulometric de cocs metalurgic.

Grosimea stratului plastic, determinată cu plastometrul Sapojnikov, scade proporţional cu creşterea conţinutului de cenuşă [6], [7] la valori de peste 12—14 %, cărbunii trecînd practic în domeniul celor lipsiţi de însuşiri de aglutinare.

Utilizarea cărbunilor cu procente ridicate de cenuşă la fabricarea cocsului duce la obţinerea unui cocs friabil, cu rezistenţă scăzută şi abraziune ridicată [8], [9].

Creşterea conţinutului de cenuşă în cărbuni are repercusiuni asupra indicatorilor tehnico-economici la fabricarea cocsului (prin scăderea randamentului granulometric de cocs metalurgic), asupra productivităţii bateriilor şi asupra utilizării acestuia la furnal [10].

Experimentările efectuate au cuprins mai multe etape.

În laborator, în scopul evidenţierii influenţei creşterii conţinutului de cenuşă din cărbuni asupra însuşirilor de aglutinare-cocsificare a acestora, s-au utilizat huile individuale cu grad diferit de carbonificare. Modificarea conţinutului lor de cenuşă s-a realizat prin utilizarea, în amestec cu huilele iniţiale, a unor proporţii diferite de componenţi anorganici ca: siderită, bicarbonat de sodiu, alumină şi argilă.

Amestecul huilă-component anorganic s-a făcut ţinîndu-se seamă de cenuşa fiecărui cărbune şi urmărindu-se creşterea acesteia. Astfel, în cazul huilelor cod 334 (cu un conţinut iniţial de cenuşă de 4,58 %) şi cod 435 (cu cenuşă 9,12 %), o dată cu creşterea conţinutului de cenuşă se poate observa scăderea dilatării totale iniţiale a acestora, în cazul tuturor amestecurilor folosite (fig. 1 şi 2).

Diminuarea acestor caracteristici este mai mult sau mai puţin accentuată, în funcţie de natura adaosului folosit, confirmînd acţiunea mult mai agresivă a componenţilor rezultaţi din descompunere, care au un caracter oxidant (CO_2 şi H_2O). Se observă, în acest fel, că descompunerea bicarbonatului de sodiu, prin pierderea unei molecule de apă şi a două molecule de bioxid de carbon, deteriorează simţitor comportarea huilelor la încălzire. Efectul mai redus al celorlalte adaosuri se explică prin faptul că la descompunere se pierd o moleculă de apă în cazul $Al(OH)_3$ sau mai multe în cazul argilei şi o moleculă de bioxid de carbon în cazul sideritei.

Cocsificările în retorte cu capacitatea de 1 kg au confirmat rezultatele de laborator privind înrăutăţirea însuşirilor de cocsificare a huilelor.

Cocsurile obţinute prezintă vizibil o diminuare a caracteristicilor mecanice. Din figura 3 se observă că adaosul componenţilor anor-

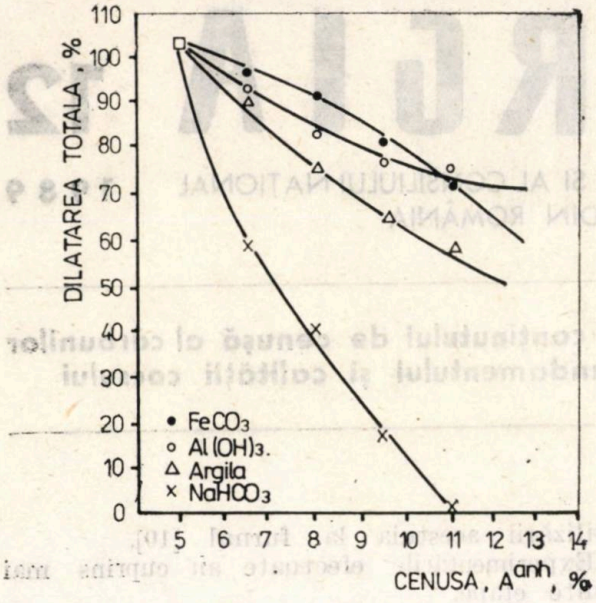


Fig. 1. Influenţa creşterii conţinutului de cenuşă prin adaosuri anorganice asupra dilatării totale $a + b$, în cazul huilei cu nr. de cod 334

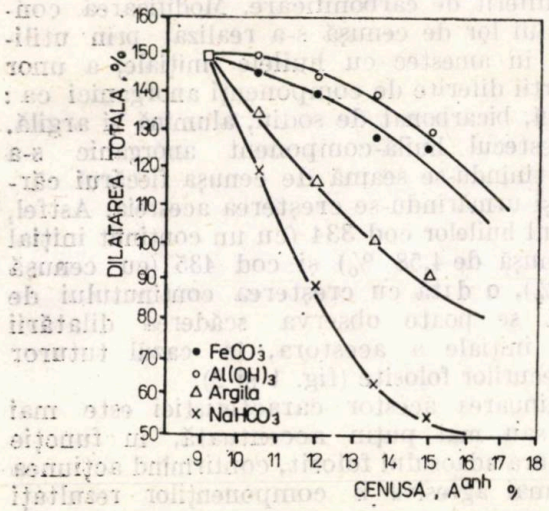


Fig. 2. Influenţa creşterii conţinutului de cenuşă prin adaosuri anorganice asupra dilatării totale $a + b$, în cazul huilei cu nr. de cod 435

ganici măreşte roaderea cocsului şi micşorează rezistenţa acestuia. Aceşti indicatori se corelează cu factorul de porozitate şi compactitatea cocsului, parametri determinaţi microscopic.

Creşterea proporţiei de componenţi anorganici în cărbuni determină creşterea reactivităţii cocsului obţinut din aceste amestecuri, datorită prezenţei compuşilor alcalini sau ai fierului, cu rol catalitic în reacţia cocsului cu bioxidul de carbon.

În cadrul experimentărilor efectuate în cuptorul de 0,3 m³, modificarea conţinutului de cenuşă al şarjelor s-a realizat fie prin modificarea participaţiei huilelor în şarja de cocsificare, fie prin adaos de component mineral (argilă) în amestec.

În urma acestor experimentări, se confirmă rezultatele de laborator în ceea ce priveşte influenţa nefavorabilă a creşterii conţinutului de cenuşă asupra randamentului şi calităţii cocsului produs.

În figura 4 se prezintă influenţa nefavorabilă a creşterii conţinutului de cenuşă asupra randamentului de cocs, în cadrul acestor determinări. Se observă faptul că, la procente de cenuşă ale şarjei mai mari de 8 %, scăderea randamentului granulometric de cocs metalurgic se accentuează.

Din tabelul 1 şi figura 5, se observă, de asemenea, diminuarea rezistenţei mecanice M_{40} şi creşterea roaderii cocsului obţinut din şarje cu conţinut ridicat de cenuşă.

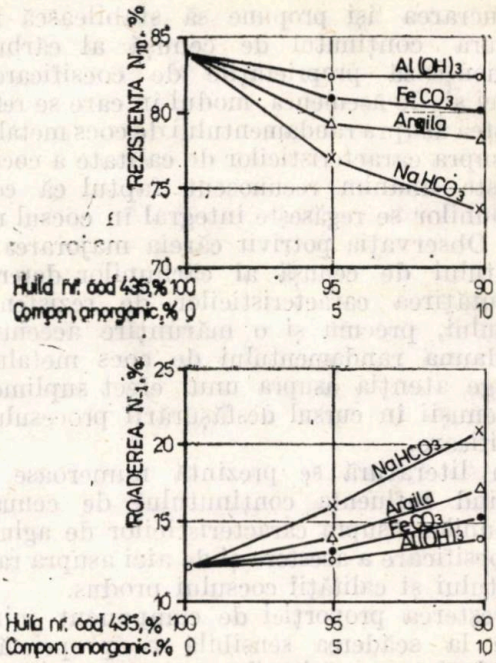


Fig. 3. Efectul creşterii conţinutului de cenuşă al cărbunilor prin adaosuri anorganice asupra calităţii cocsului

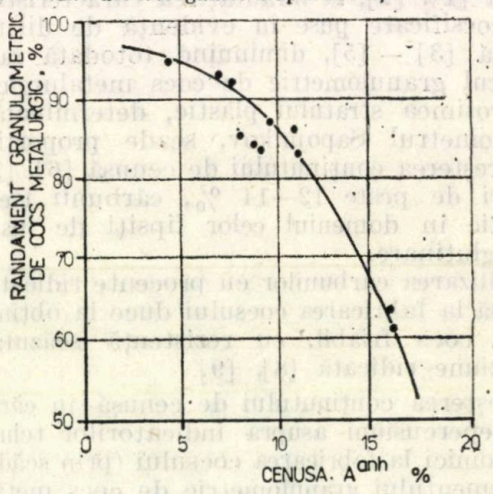


Fig. 4. Variaţia randamentului granulometric de cocs metalurgic cu conţinutul de cenuşă al şarjei, în cuptorul de 0,3 m³

Tabelul 1

Compoziția și caracteristicile șarjelor cu conținut ridicat de cenușă

Componentul, %:									
— huilă tip 522	—	50	—	50	80	50	100	—	80
— huilă tip 723	—	—	50	20	—	30	—	100	20
— huilă tip 435	100	50	50	30	20	20	—	—	—
Cenușa șarjei A^{anh}, %	4,58	7,1	7,7	7,93	8,82	8,88	9,23	10,78	11,04
Granulația cocsului (+20 mm), %	94,52	92,96	92,07	84,82	83,62	83,50	87,14	86,48	83,22
Rezistența mecanică M_{40}, %	75,2	64,2	66,0	60,2	62,0	62,8	65,0	57,0	62,4
Roaderea M_{10}, %	5,6	9,6	11,4	13,6	14,4	13,6	18,2	16,6	18,4

Tabelul 2

Compoziția și caracteristicile șarjelor cu adaos mineral

Componentul, %:				
— huilă tip 522	95	90	75	75
— huilă tip 723	—	—	20	—
— huilă tip 435	—	—	—	20
— argilă	5	10	5	5
Cenușa șarjei, A^{anh} %	14,65	20,78	16,22	16,02
Granulația cocsului (+20 mm)	58,19	26,09	61,30	63,32
Rezistența mecanică M_{40}, %	56	45	48	54
Roaderea M_{10}, %	27,6	34	30	26,5

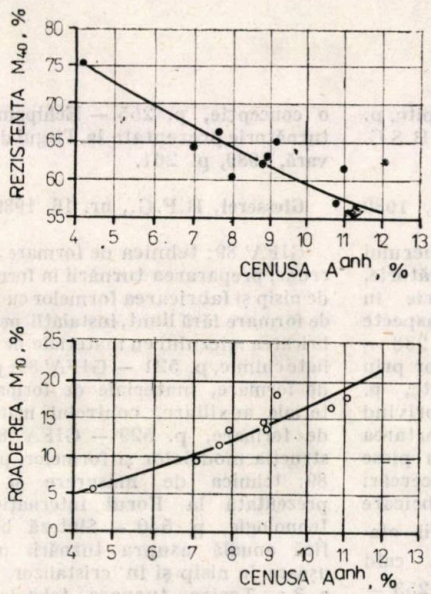


Fig. 5. Influența creșterii conținutului de cenușă al șarjei asupra calității cocsului

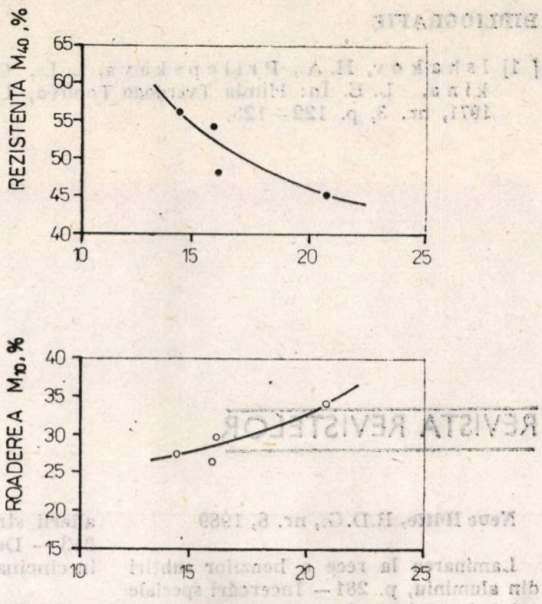


Fig. 6. Influența creșterii conținutului de cenușă în șarjele cu adaos mineral (argilă) asupra calității cocsului

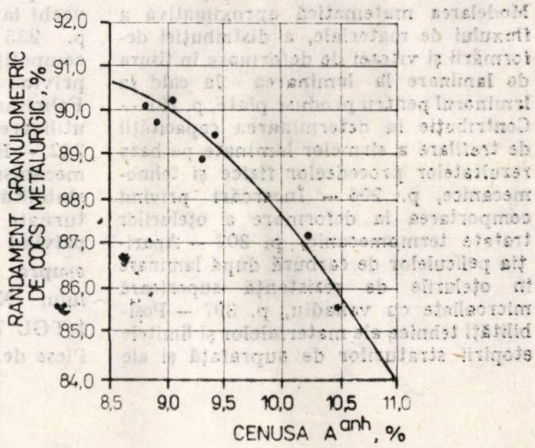


Fig. 7. Variația randamentului granulometric de cocs metalurgic cu conținutul de cenușă al șarjei, în cuptorul de 41,6 m³

În cazul șarjelor cu adaos mineral (tab. 2 și fig. 6) se observă că o dată cu creșterea conținutului de cenușă scade fracția granulometrică (+ 20 mm) a cocsului, scade puternic rezistența mecanică și crește mărunțirea acestuia.

Acești indicatori sînt influențați mai puternic în cazul creșterii proporției de componenți minerali.

În cuptorul de 41,6 m³ s-au cocsificat șarje cu caracteristici asemănătoare din punct de vedere al însușirilor de aglutinare-cocsificare, al căror conținut de cenușă a variat între 8,5 și 10,5 %.

Cu toate că domeniul de variație a conținutului de cenușă al șarjelor nu a fost prea larg, influența defavorabilă a acestuia asupra randamentului de cocs este semnificativă (fig. 7).

Experimentările efectuate privind influenţa diferitelor tipuri şi proporţii de componenţi din constituţia cenuşii cărbunilor asupra caracteristicilor de aglutinare-cocsificare a acestora relevă necesitatea menţinerii conţinutului de cenuşă în anumite limite.

Randamentul granulometric şi calitatea cocsului metalurgic depind de caracteristicile de aglutinare-cocsificare ale şarjei, modificarea acestora aflîndu-se într-o strînsă dependenţă de calitatea încărcăturii, implicit de conţinutul de cenuşă al şarjei.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ishakov, H.A., Prilepskaya, L. L., Ovechkina, L. E. În: Himia Tverdogo Topliva, U.R.S.S., 1971, nr. 3, p. 122—125.

[2] Kutovoi, P. M., Bruk, A. S., Goncharov, V. F. În: Himia Tverdogo Topliva,, U.R.S.S., 1969, nr. 3, p. 13—17.

[3] Echeterhoff, H., Langhoff, J. Peters, W. În: Brennstoff Chemie, R.F.G., 1964, nr. 10, p. 46—55.

[4] Echterhoff, H., Langhoff J., Peters, W. În: Brennstoff Chemie, R.F.G., 1965, nr. 4, p. 36—43.

[5] Echterhoff, H., Langhoff, J., Peters, W. În: Brennstoff Chemie, R.F.G., 1965, nr. 5, p. 15—23.

[6] Dobronrovov, V. F., În: Himia Tverdogo Topliva, U.R.S.S., 1972, nr. 6, p. 31—35.

[7] Pijush, K. M., Prodyot, K.S. În: Fuel, Anglia, 1978, nr. 10, p. 639—642.

[8] Kabele, I. În: Hutnicke Listy, R.S.C., nr. 18, 1963, p. 876—879.

[9] Stuchlik, V I. În: Hutnicke Listy, R.S.C., 1971, nr. 1, p. 7—11.

[10] Metreveli, O. A., Senhet, A. M. Pelnhova, A.B. În: Koks i Himiia, U.R.S.S., 1987, nr. 7, p. 25—27

REVISTA REVISTELOR

Neue Hütte, R.D.G., nr. 8, 1989

Laminarea la rece a benzilor subţiri din aluminiu, p. 281 — Încercări speciale privind rezistenţa la deformare la cald a anumitor oţeluri în domeniul unor grade de deformare scăzute, p. 287 — Modelarea matematică aproximativă a fluxului de materiale, a distribuţiei deformării şi vitezei de deformare în fisura de laminare la laminarea la cald la laminorul pentru produse plate, p. 291 — Contribuţie la determinarea capacităţii de trefilare a sîrmelor laminate pe baza rezultatelor procedeelor fizice şi tehnomecanice, p. 296 — Încercări privind comportarea la deformare a oţelurilor tratate termomecanic, p. 302 — Apariţia peliculelor de carbură după laminare în oţelurile de rezistenţă superioară microaliate cu vanadiu, p. 307 — Posibilităţi tehnice ale materialelor şi limitele etopirii straturilor de suprafaţă şi ale alierii straturilor superficiale retopite, p. 313 — Dezvoltarea metalurgiei R.S.C. în cincinalul al 8-lea, p. 317.

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 8, 1989

Aspecte privind reutilizarea fierului vechi la elaborarea fontei de turnătorie, p. 235 — Material de turnătorie în competiţie cu alte materiale — aspecte privind dezvoltarea în anii 90, p. 238 — Fabricarea mai raţională a pieselor prin utilizarea pieselor brute turnate, p. 242 — Rezultatele încercărilor privind mecanismul de liere şi comportarea stabilităţii formelor ceramice din piese turnate de precizie, p. 247 — Încercări privind influenţa modului de fabricare asupra proprietăţilor şi structurii oţelului X37CrMoV5 deformat la cald 1(TGL 7746—38CrMoV21 14), p. 253 — Piese de turnătorie din sistemul CAD — o concepţie, p. 255 — Echipamente de turnătorie prezentate la Tîrgul de primăvară, 1989, p. 261.

Giesserei, R.F.G., nr. 16, 1989

GIFA' 89: tehnica de formare în forme crude, prepararea turnării în forme crude de nisip şi fabricarea formelor cu material de formare fără liant, instalaţii pentru fabricarea miezului cu materiale de formare liate chimic, p. 521 — GIFA' 89: procedee de formare, materiale de formare, materiale auxiliare, controlul materialelor de formare, p. 529 — GIFA' 89: construcţia modelelor şi formelor, p. 534 — 89: tehnica de măsurare şi control prezentată la Forul internaţional de tehnologie, p. 540 — Sinteză bibliografică anuală asupra turnării metalelor uşoare în nisip şi în cristalizor. Partea a 3-a. Topire, turnare, tehnologie (urmare 26), p. 546.

Ing. R. Constantinescu și
ing. C. Răileanu
ICEM

Avantajele elaborării oțelurilor în convertizor cu insuflare combinată

CZ: 669.184.244.86

Procedeele de elaborare a oțelurilor în convertizoare cu insuflare combinată au căpătat o largă răspîndire pe plan mondial, datorită avantajelor metalurgice și economice oferite de acestea față de procedeele „clasice" LD și OBM/Q–BOP.

Astfel, în Europa de Vest, ponderea convertizoarelor cu insuflare combinată reprezintă cca 78% din totalul de convertizoare [1], iar în Japonia reprezintă cca 58% (tab. 1) [2].

Convertizoarele cu insuflare combinată prezintă următoarele avantaje: costuri moderate de modernizare a convertizoarelor LD existente; îmbunătățirea omogenității chimice și termice a băii chiar la insuflarea unor cantități mici de gaz pe la partea inferioară; posibilitatea elaborării atît a oțelurilor cu carbon foarte scăzut, cît și a oțelurilor cu carbon ridicat; îmbunătățirea defosforării și desulfurării; reducerea gradului de oxidare a băii; reducerea consumului de dezoxidanți și creșterea scoaterii de metal lichid.

Experimentări

Experimentările de afinare a fontei au fost efectuate într-un convertizor de 2,5 t prin procedeul LD (șarje de referință) și prin procedeul de insuflare combinată.

Oxigenul s-a insuflat pe la partea superioară printr-o lance cu trei ajutaje, iar pe la partea inferioară (la insuflarea combinată) printr-o duză de tip OBM cu răcire cu gaz natural. Proporția de oxigen insuflat pe jos a fost, în medie, de 10% din consumul total.

În continuare, sînt prezentate comparativ rezultatele obținute la elaborarea oțelului tip „extramoale" ($C \leqslant 0{,}03\%$) prin procedeul LD și procedeul cu insuflare combinată.

Decarburarea, randamentul oxigenului. Prin alimentarea directă a băii metalice cu oxigen insuflat pe la partea inferioară, ca și datorită agitării continue a băii metalice, decarburarea s-a desfășurat cu viteză mai mare în cazul insuflării combinate (3,7 — 4,1 kg C/min) față de procedeul LD (2,6 — 3,9 kg C/min), viteza de decarburare fiind caracterizată prin cantitatea de carbon oxidată pe întreaga durată a afinării.

Din compararea consumului teoretic de oxigen necesar afinării cu consumul realizat pe parcursul experimentărilor, rezultă că, în cazul procedeului de insuflare combinată de oxigen pe sus și pe jos, a fost realizat randamentul cel mai ridicat de utilizare a oxigenului în proces (fig. 1), consumul specific de oxigen fiind cu cca 5 Nm^3/t mai scăzut decît la procedeul cu insuflare de gaz inert pe jos și cu cca 10 Nm^3/t mai redus decît la procedeul LD. Consumul teoretic de oxigen (O_2 calc., Nm^3/t fontă) s-a determinat stoichiometric cu relația (1):

$$O_{2\,calc} = 10 \cdot \Delta\,\%\,C + 2.\Delta\%\,Mn + 8 \cdot \Delta\%\,S + \\ + 9 \cdot \Delta\%\,P \qquad (1)$$

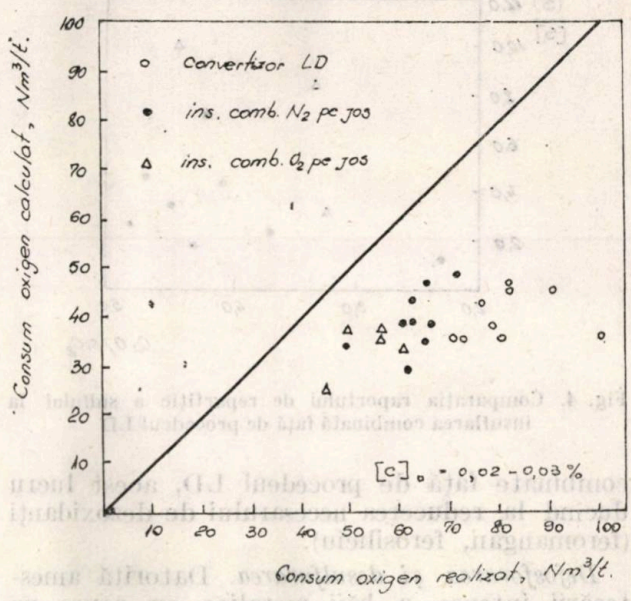


Fig. 1. Comparație între consumul de oxigen realizat și cel calculat la insuflarea combinată față de procedeul LD

Conținutul de fier în zgură. La procedeul cu insuflare combinată, conținutul de fier total în zgură $(Fe)_{tot.}$ la oprirea suflării a fost în medie cu 15% mai redus decît în cazul procedeului LD pentru $[C]_0 = 0{,}02\%$.

Deoarece în balanța fierului pierderile cele mai mari sînt prin oxizi în zgură, rezultă că prin reducerea conținutului de $(Fe)_{tot.}$, în cazul insuflării combinate, scoaterea de oțel lichid va fi superioară procedeului LD.

Regimul manganului. După cum se observă din figura 2, datorită unei oxidări mai reduse a băii metalice și zgurei, conținutul de mangan rezidual a fost mai ridicat cu cca 0,07 % (pentru o valoare a $(Fe)_{tot.} = 35\%$) în cazul insuflării

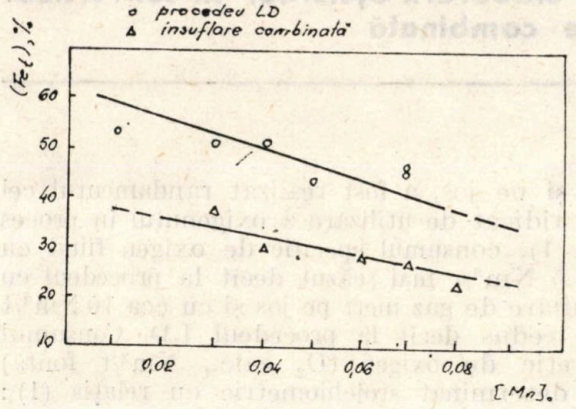


Fig. 2. Comparaţia conţinutului de mangan rezidual la insuflarea combinată faţă de procedeul LD

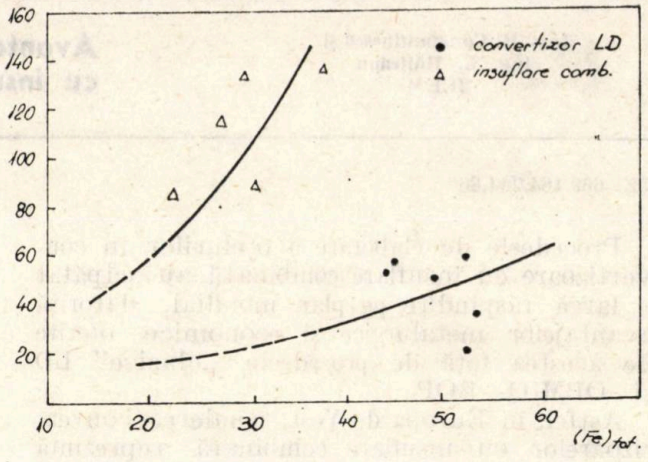


Fig. 3. Comparaţia raportului de repartiţie a fosforului la insuflarea combinată faţă de procedeul LD

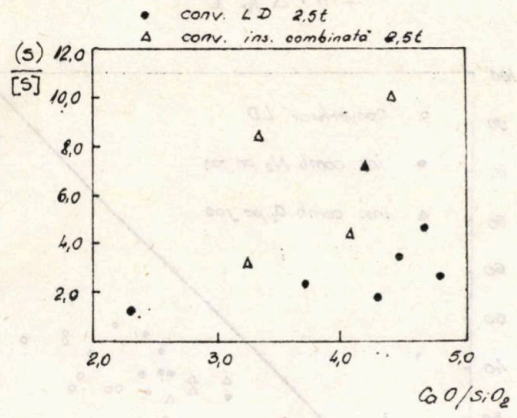


Fig. 4. Comparaţia raportului de repartiţie a sulfului la insuflarea combinată faţă de procedeul LD

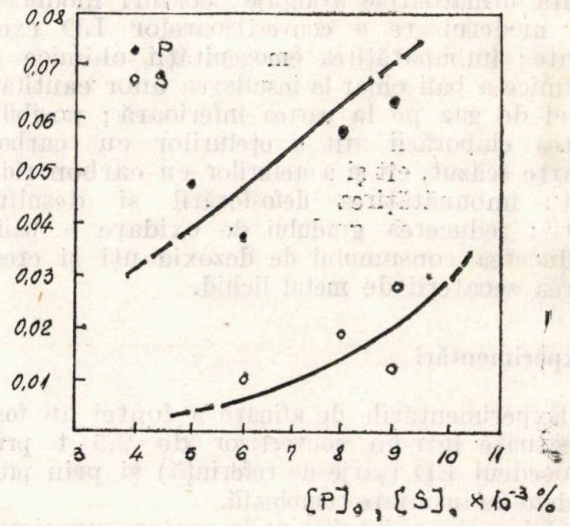


Fig. 5. Dependenţa conţinuturilor de fosfor şi sulf la oprire faţă de conţinuturile de fosfor şi sulf în fontă lichidă (insuflare combinată)

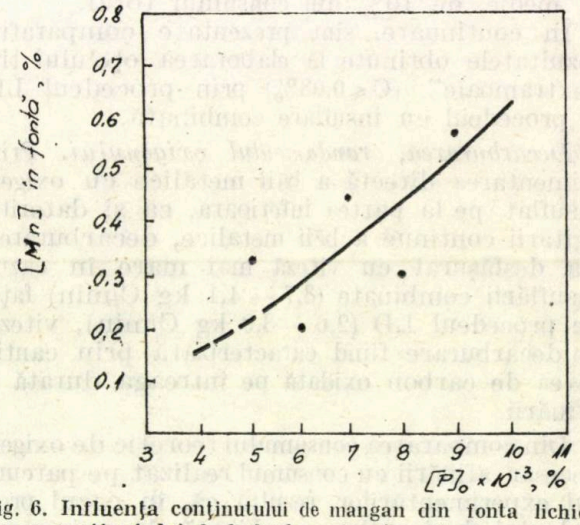


Fig. 6. Influenţa conţinutului de mangan din fonta lichidă asupra conţinutului de fosfor la oprire (insuflare combinată)

combinate faţă de procedeul LD, acest lucru ducînd la reducerea necesarului de dezoxidanţi (feromangan, ferosiliciu).

Defosforarea şi desulfurarea. Datorită amestecării intense a băii metalice cu zgura pe tot parcursul afinării, se remarcă obţinerea, în cazul insuflării combinate, a unor rapoarte de repartiţie $(P_2O)/[P]$ şi $(S)/[S]$ mai mari în medie cu 66 şi respectiv cu 4 faţă de procedeulLD (fig. 3 şi 4).

Acest lucru dă posibilitatea reducerii consumului de fondanţi la insuflarea combinată faţă de procedeul LD, pentru niveluri echivalente de $[P]_0$ şi $[S]_0$.

Valoarea conţinuturilor de fosfor şi sulf la oprire, în cazul insuflării combinate, a fost influenţată şi de conţinutul iniţial al acestor elemente în fontă lichidă (fig. 5). Astfel, creşterea cu 0,01 % a fosforului în fontă determină o creştere a $[P]_0$ cu 0,0015 %, iar în cazul sulfului, un plus de 0,01 % în fontă determină creşterea $[S]_0$ cu 0,002 %.

Defosforarea a fost influenţată şi de conţinutul de mangan al fontei, nivelul de fosfor realizat la oprire crescînd cu 0,0015 % la o creştere a conţinutului de mangan în fontă cu 0,1 % (fig. 6).

Temperatura băii la oprire a influenţat, de asemenea, valoarea $[P]_0$, creşterea cu 50°C a temperaturii ducînd la o creştere a $[P]_0$ cu 0,003 % (fig. 7).

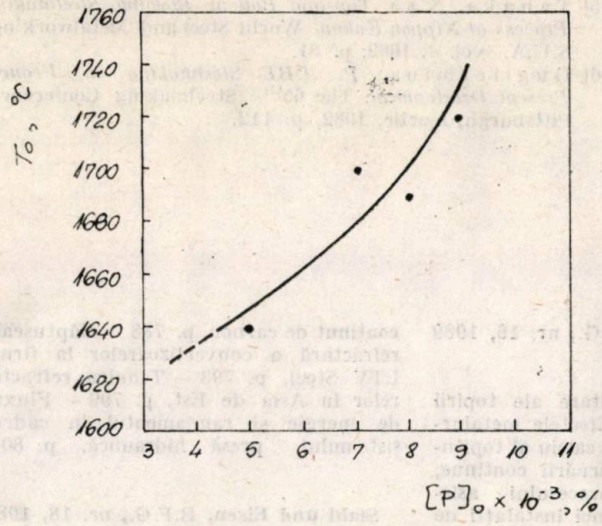


Fig. 7. Dependenţa conţinutului de fosfor la oprire faţă de temperatura la oprire (insuflare combinată)

Conţinutul de azot în oţel. Prin elaborarea în convertizor cu insuflare combinată, nivelul mediu de azot în oţel a fost de 50 ppm la insuflarea de oxigen pe sus şi pe jos şi de 20 ppm în cazul barbotării băii cu argon, faţă de 75 ppm cît s-a realizat în cazul procedeului LD.

Indicatorii tehnico-economici ai afinării prin insuflare combinată. În urma experimentărilor efectuate rezultă faptul că procedeul de afinare

Tabelul 1

Situaţia răspîndirii convertizoarelor cu insuflare combinată în diverse zone din lume

Zona	Numărul convertizoarelor		
	insuflare combinată	LD	OBM/Q—BOP
Europa de Vest	109	26	5
Japonia	47	32	2

a fontei prin insuflare combinată oferă o serie de avantaje faţă de procedeul LD. Astfel, în tabelul 2 sînt sintetizaţi principalii indicatori economici realizaţi ai procedeului de elaborare cu insuflare combinată faţă de LD, comparativ cu rezultatele industriale obţinute pe plan mondial.

Concluzii

Experimentările efectuate au demonstrat că procedeul de insuflare combinată oferă o serie de avantaje faţă de procedeul LD.

Astfel, insuflarea combinată se caracterizează printr-o viteză mai mare de decarburare şi un randament crescut de utilizare a oxigenului în proces, lucru care implică o reducere a duratei afinării (deci o creştere a productivităţii) şi o scădere a consumului de oxigen.

De asemenea, gradul redus de oxidare a băii duce la o creştere a conţinutului de mangan rezidual şi la o reducere a pierderilor prin oxizii de fier în zgură, ducînd, în ansamblu, la scăderea necesarului de dezoxidanţi şi la mărirea scoaterii de oţel lichid.

Amestecarea puternică a zgurei cu baia metalică pe tot parcursul afinării, prin gazul insuflat pe jos, determină îmbunătăţirea defos-

Tabelul 2

Indicatorii tehnico-economici comparativi ai procedeului de elaborare a oţelului în convertizoare cu insuflare combinată

Caracteristicile	Experimentările proprii	Aplicaţii industriale — date din literatura de specialitate			
		Capacitatea convertizorului, t			
	2,5	80	140	180	220
Sursa bibliografică		[3]	[4]	[5]	[6]
Scoaterea de oţel lichid, %	+ 1,5	—	+1,0	+0,8	+0,6
Consumul de oxigen, Nm^3/t	−10,0	—	−1,1	—	−1,2
Consumul de var, kg/t	−15,0	−8,0	−15,0	−3,0	−11,0 ... −14,0
Consumul de FeMn, kg/t	−0,5	−0,4	−0,6	−1,25	−0,4 ...
Consumul de FeSi, kg/t	−0,5	—	−0,06	—	−0,7
Durata afinării, min	−2,2	—	−1,0	−1,0	—
Consumul de gaz natural, Nm^3/t	+1,8	nu există date			−0,3
Observaţii		$[C]_0 \leqslant 0,03\%$		$[C]_0 = 0,05 - 0,08$	

forării şi desulfurării, fiind astfel posibilă reducerea necesarului de var.

De asemenea, este posibil să se elaboreze oţel cu conţinuturi scăzute de C,P,S şi N prin utilizarea în încărcătură a fontei lichide pretratate şi prin aplicarea barbotării băii cu Ar după oprirea insuflării oxigenului.

Aplicarea industrială a procedeului de insuflare combinată la o producţie anuală de cca 12 mil. t oţel de convertizor va asigura : creşterea scoaterii de metal lichid cu cca 60.000 t/an ; reducerea consumului de oxigen cu cca 13 mil. Nm^3/an ; reducerea consumului de var cu cca 90 000 t/an ; reducerea consumului de FeMn cu cca 6 000 t/an.

BIBLIOGRAFIE

[1] Nilles, P. *Situaţia actuală şi progresele înregistrate la elaborarea oţelului în convertizoarele cu insuflare de oxigen în Europa de Vest.* În: Radex — Randschau, Austria, nr. 3/4, 1987, p. 426.

[2] * * * Trans ISIJ, Japonia, vol. 25, 1985, p. 667.

[3] Ilönen, H. ş. a. *Caracteristiques metallurgiques du procédé LD — KG à Roahe.* În: Revue de Métallurgie, CIT, Franţa, 12, 1989, p. 909.

[4] Hambly, L. E. ş.a. *The LBE Process at Stalco.* The 65th Steelmaking Conference, Pittsburgh, martie, 1982, p. 69.

[5] Tanaka, S. ş.a. *Top and Bottom Blowing Steelmaking Process at Nippon Kokan.* World Steel and Metalworking, S.U.A., vol. 4, 1982, p. 81.

[6] Guglielmina, P. *LBE Steelmaking in France, Present Development.* The 65th Steelmaking Conference, Pittsburgh, martie, 1982, p. 112.

REVISTA REVISTELOR

Giesserei, R.F.G., nr. 17, 1989

Profesiuni în domeniul turnării, expoziţie specială prezentată cu ocazia GIFA '89, p. 555 — GIFA '89: instalaţii pentru prepararea materialelor de formare liate chimic, în vederea fabricării formei şi miezului din amestecuri de materiale de formare durificate la rece şi pentru regenerarea nisipului, p. 558 — GIFA '89: instalaţii pentru topire şi turnare în turnătoriile de fier şi oţel prezentate la Forul internaţional de tehnologie, p. 566 — GIFA '89: materiale de încărcare şi aliere pentru piesele turnate din fontă, p. 577 — GIFA '89: tratamentul ulterior al pieselor turnate: despachetare, curăţire, separare , şlefuire manipulatoare, p. 579 — GIFA, 89: procedee pentru turnare de precizie, p. 589 — Sinteză bibliografică anuală asupra protecţiei mediului înconjurător (urmare 15), p. 593.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 16, 1989

Tendinţele de dezvoltare ale topirii reducătoare, p. 728 — Efectele metalurgice ale tratamentului cu calciu al topiturilor de oţel, asupra turnării continue, p. 743 — Conducerea procesului asistată de calculator a unei instalaţii de cocsificare, p. 751 — Instalaţii pentru răcirea uscată a cocsului — aspecte privind alegerea materialelor şi construcţia, p. 758.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 17, 1989

Situaţia viitoare a energiei din punct de vedere internaţional, p. 775 — Măsurări privind uzura căptuşelii refractare a recipientelor metalurgice, p. 781 — Încercări privind utilizarea prafurilor de metal din materialele refractare cu conţinut de carbon, p. 788 — Căptuşeala refractară a convertizoarelor la firma LTV Steel, p. 793 — Tehnica refractarelor în Asia de Est, p. 799 — Fluxul de energie şi randamentul în cadrul sistemului presă hidraulică, p. 803.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 18, 1989

Dezvoltarea şi stadiul de dezvoltare al tehnicii de fabricaţie a benzii late la cald la firma Thyssen Stahl AG, p. 823 — Dezvoltări ale laminoarelor de bandă la rece, la firma Thyssen StahlAG, p. 833 — Controlul calităţii benzilor prin detectarea cu ultrasunete automatizată a defectelor, p. 841 — Caracteristici tehnice de materiale la sudarea oţelurilor înalt aliate, p. 846 — Tenacitatea zonei de influenţă termică a cusăturilor de sudură, p. 853.

Dr. mat. N. N. Teodorescu
și ing. L. Dueman
ICEM
dr. ing. G. G. Vrânceanu
I.C.B.

Considerații geometrice referitoare la deformarea corpurilor cilindrice tubulare (II)

CZ: 539.374

Grupul Lie întindere-compresiune. În lucrarea [1] s-a arătat că fenomenul de compresiune este determinat de semigrupul Lie:

$$\bar{R}^2_{int} = \Phi(\lambda;\ z,\ \alpha_1,\ \alpha_2,\ \rho)$$

$$\bar{R}^2_{ext} = \frac{R^2_{ext} - R^2_{int}}{\dfrac{\partial \psi^{-1}[\lambda\psi(z)]}{\partial z}} + \Phi(\lambda;\ z,\ \alpha_1,\ \alpha_2,\ \rho) \qquad (1)$$

$$\bar{z} = \psi^{-1}[\lambda\psi(z)]$$

$$\bar{h} = \frac{h}{\lambda}$$

unde $\lambda \in [1, \infty)$, iar:

$$\alpha_1 = h\psi(z) \qquad (2)$$

$$\alpha_2 = \frac{\psi(z)}{\psi'(z)}(R^2_{ext} - R^2_{int})$$

$$\rho = \rho(R^2_{int},\ R^2_{ext}\ \alpha_1,\ \alpha_2)$$

sînt invarianți, semigrupul fiind complet determinat dei cunoașterea invariantului $\rho(R^2_{int},\ R^2_{ext},\ \alpha_1,\ \alpha_2)$ ș a funcției $\psi(z)$.

Deși din punct de vedere matematic întinderea este mai dificil de realizat experimental decît compresiunea, semigrupul **Lie** (1), (2) poate fi prelungit pînă la un grup **Lie**, considerînd că există $\lambda \in (0, \infty)$.

Definiția 1. *Grupul Lie* (1), (2) *cu* $\lambda \in (0, \infty)$ *va fi numit* grupul Lie *întindere-compresiune. Dacă invariantul* ρ *este dat de relația:*

$$\rho(R^2_{int}R^2_{ext}\alpha_1,\ \alpha_2) = \sqrt{R_{int}R_{ext}} \qquad (3)$$

se poate spune că grupul Lie *este de întindere — compresiune,* de tip I, *iar dacă în plus există:*

$$\psi^{-1}[\lambda\psi(z)] = \frac{z}{\lambda} \qquad (4)$$

se poate spune că grupul Lie *este de întindere-compresiune uniformă.*

O metrică pseudoeuclidiană de tipul relativității restrînse, asociată grupului Lie întindere-compresiune uniformă. Conform celor arătate anterior și în lucrarea [1] grupul Lie întindere-compresiune uniformă este dat de:

$$\bar{R}^2_{int} = \frac{\sqrt{\lambda^2(R^2_{ext}-R^2_{int})^2+4R^2_{int}\cdot R^2_{ext}} - \lambda(R^2_{ext} - R^2_{int})}{2}$$

$$\bar{h} = \frac{h}{\lambda} \qquad (5)$$

$$\bar{z} = \frac{z}{\lambda}$$

$$\bar{R}^2_{ext} = \frac{\sqrt{\lambda^2(R^2_{ext}-R^2_{int})^2+4R^2_{int}\cdot R^2_{ext}} + \lambda(R^2_{ext} - R^2_{int})}{2}$$

unde $\lambda \in (0, \infty)$,

Pentru început, grupului (5) i se va asocia o metrică a unui spațiu R i e m a n n. În scopul simplificării calculelor, se vor face următoarele notații:

$$R_{int} = x^1,\ h = x^2,\ z = x^3,\ R_{ext} = x^4 \qquad (6)$$

Se va demonstra:

Lema 1. *Metrica spațiului Riemann cu patru dimensiuni:*

$$ds^2 = \frac{(x^4)^2 + (x^1)^2}{(x^4)^2 - (x^1)^2}(x^4)^2(dx^1)^2 + \frac{1}{(x^2)^2}(dx^4)^2 + \frac{1}{(x^3)^2}(dx^3)^2 - \frac{(x^4)^2 + (x^1)^2}{(x^4)^2 - (x^1)^2}(x^1)^2(dx^4)^2 \qquad (7)$$

este un invariant al grupului Lie întindere-compresiune uniformă (5).

Din relațiile (5) și (6) se deduce:

$$\bar{x}^4\bar{x}^1 = x^1x^1$$

$$\frac{(\bar{x}^4)^2 + (\bar{x}^1)^2}{(\bar{x}^4)^2 - (\bar{x}^1)^2} = 1 + \frac{4(x^2)^2(x^2)}{\lambda^2[(x^4)^2 - (x^1)^2]^2}$$

Diferențiind relațiile de mai sus și ținînd seamă de (5), (6), rezultă:

$$\bar{x}^4d\bar{x}^1 + \bar{x}^1d\bar{x}^4 = x^4dx^1 + x^1dx^4$$

$$\frac{(\bar{x}^4)^2+(\bar{x}^1)^2}{(\bar{x}^4)^2-(\bar{x}^1)^2}(\bar{x}^4d\bar{x}^1-\bar{x}^1d\bar{x}^4)=$$

$$=\frac{(x^4)^2+(x^1)^2}{(x^4)^2-(x^1)^2}(x^4dx^1-x^1dx^4)$$

Din relaţiile (5) şi (6) se deduce:

$$\frac{1}{\bar{x}^2}d\bar{x}^2=\frac{1}{x^2}dx^2,\ \frac{1}{\bar{x}^3}d\bar{x}^3=\frac{1}{x^3}dx^3 \qquad (9)$$

Din expresiile (8) şi (9) se obţine lema 8.
Făcînd schimbarea de variabile:

$$x^1=\sqrt[4]{y^4+y^1}\ \sqrt{\sqrt{e^{4(y^4-y^1)}+1}-e^{2(y^4-y^1)}}$$

$$x^2=e^{y^2}$$

$$x^3=e^{y^4} \qquad (10)$$

$$x_4=\sqrt[4]{y^4+y^1}\ \sqrt{\sqrt{e^{4(y^4-y^1)}+1}+e^{2(y^4-y^1)}}$$

metrica (7) se scrie sub forma:

$$ds^2=(dy^2)^2+(dy^2)^2\times(dy^3)^2-(dy^4)^2$$

Teorema 1. *Grupul Lie întindere — compresiune uniformă admite ca invariant metrica pseudoeuclidiană* Minkowski:

$$ds^2=(dy^1)^2+(dy^2)^2+(dy^3)^2-(dy^4)^2$$

prin formulele (6) şi (10).

Se aminteşte că metrica Minkowski este utilizată în teoria relativităţii restrînse a lui Einstein.

Scriind ecuaţiile (5) în variabilele y^1, y^2, y^3, y^4 date de (10) se obţine:

Corolarul 1. *Grupul Lie întindere-compresiune uniformă este izomorf cu grupul de translaţii:*

$$\bar{y}^1=y^1-\frac{1}{4}\ln\lambda$$

$$\bar{y}^2=y^2-\ln\lambda$$

$$\bar{y}^3=y^3-\ln\lambda \qquad (11)$$

$$\bar{y}^4=y^4+\frac{1}{4}\ln\lambda$$

Să mai observă că $\bar{R}_{int}$ şi $\bar{R}_{ext}$ sînt determinate dacă se utilizează numai prima şi ultima din formulele (5), obţinîndu-se tot un grup.

Definiţia 2. *Grupul în două variabile:*

$$\bar{x}^1=$$

$$=\sqrt{\frac{\sqrt{\lambda^2[(x^1)^2-(x^4)^2]^2+4(x^1)^2(x^4)^2}-\lambda[(x^1)^2-(x^4)^2}{2}} \qquad (12)$$

$$\bar{x}^4=$$

$$=\sqrt{\frac{\sqrt{\lambda^2[(x^4)^2-(x^1)^2]^2+4(x^4)^2(x^1)^2}+\lambda[(x^4)-^2(x^1)^2]}{2}}$$

se va numi **grupul Lie special întindere-compresiune uniformă.**

Conform corolarului 1 rezultă că grupul (12) este izomorf cu grupul:

$$\bar{y}^1=y^1-\frac{1}{4}\ln\lambda$$

$$\bar{y}^4=y^1+\frac{1}{4}\ln\lambda \qquad (13)$$

Fie c un număr real strict pozitiv. Făcînd schimbarea de parametru şi de variabile:

$$\nu=c\cdot\frac{\sqrt{\lambda}-1}{\sqrt{\lambda}+1}$$

$$\xi=\frac{1}{2}(e^{y^1}-e^{y^4}) \qquad (14)$$

$$\theta=\frac{1}{2c}(e^{y^1}+e^{y^4})$$

grupul (13) se scrie sub forma:

$$\bar{\xi}=\frac{\xi-\nu\theta}{\sqrt{1-\frac{\nu^2}{c^2}}} \qquad (15)$$

$$\bar{\theta}=\frac{\theta-\frac{\nu\xi}{c^2}}{\sqrt{1-\frac{\nu^2}{c^2}}}$$

unde $(\nu\in-c, c)$

Din relaţiile (12), (13), (14) şi (15) rezultă:

Corolarul 2. *Grupul* **Lie** *special întindere-compresiune uniformă este izomorf cu grupul Lorentz special din teoria relativităţii restrînse.*

Dr. ing. L. Stoian și ing. C. Radu
IPROLAM

Posibilități de ridicare a eficienței utilajelor pentru recuperarea căldurii din gazele de ardere

CZ: 004.86: 662.613.5

Nu o dată s-a constatat că recuperatoarele de căldură nu ating parametrii de calcul. În covîrșitoarea majoritate a cazurilor, această situație nu este urmarea subdimensionării utilajelor recuperatoare, ci a degradării resursei care face ca parametrii de intrare a gazelor în recuperatoare să fie alții decît cei care au fundamentat proiectarea acestor utilaje [1].

Este inevitabil că nu toate gazele care rezultă în urma arderii combustibilului ajung pînă la recuperatoare și că cele care ajung sînt diluate cu aer fals, dar definirea cantitativă a fenomenelor este anevoioasă și nesigură, ele fiind larg dependente de varietatea condițiilor de exploatare, de obișnuințele de exploatare, de calitatea execuției cuptoarelor și instalațiilor aferente, de tipul cuptorului și de rezolvările constructive proiectate.

Un cuptor cu propulsie cu vatră înclinată va pierde, din cauza autotirajului, o cantitate de gaze mai mare prin ușa de încărcare decît un cuptor cu vatră orizontală; un cuptor cu descărcare frontală va pierde mai multe gaze pe la ușa de descărcare decît un cuptor cu descărcare laterală.

Dacă pierderile de la uși nu pot fi evitate, ele pot fi reduse printr-o alegere judicioasă a presiunii reglate în cuptor, asociată în unele cazuri cu măsuri suplimentare.

Valoarea acestei presiuni influențează calitatea încălzirii, consumul de combustibil, oxidarea metalului în cuptor, uzura cuptorului și atmosfera din hală. Dintre toate aceste influențe, se consideră prioritară calitatea încălzirii și prima condiție pe care trebuie să o îndeplinească valoarea aleasă este aceea de a reduce cît mai mult pătrunderea de aer fals în zona de egalizare, spre a se evita răcirea semifabricatelor încălzite la temperatura de laminare și a vetrei de egalizare.

Din acest punct de vedere, soluționarea ideală ar oferi-o menținerea unei presiuni egale cu cea atmosferică la nivelul de descărcare.

Acceptat la majoritatea tipurilor de cuptoare continue de încălzire, realizarea principiului reglării presiunii ± 0 la nivelul descărcării duce, însă, la pierderi energetice importante la cuptoarele cu descărcare pe tobogan, în special pentru sleburi de lățimi mari, cărora le sînt caracteristice ușile înalte și o diferență mare între nivelul vetrei și nivelul de descărcare.

Reglat la ± 0 la nivelul de descărcare, un astfel de cuptor cu o ușă cu o înălțime de 0,7 m și o suprafață de 7,7 m², ușă care ar rămîne deschisă cca 30% din timp, pierde cca 6000 Nm³/h din gazele de ardere, ceea ce reprezintă cca 30% din debitul maxim al zonei de egalizare.

Cum această reglare ridică presiunea la nivelul vetrei, debite importante de gaze părăsesc cuptorul prin ușa de încărcare, prin ușile de intervenție lăsate deschise, prin neetanșeitățile bolții.

La o suprapresiune de 2 mm CA (19,61 Pa) și o producție de 150 t/h, cuptorul pierde prin ușile sale de încărcare și descărcare cca 50% din gazele de ardere.

În figura 1 este prezentat schimbul de gaze la ușa de încărcare, între cuptor și exterior, în funcție de Δp care este presiunea relativă în cuptor, la nivelul vetrei în fața ușii: *Dg* este debitul de gaze de ardere ce răbufnesc; *Da* — — debitul de aer fals aspirat; *Dt* — debitul total de gaze ce intră în canalul de evacuare.

Fără îndoială că variația în limite atît de largi a debitului *Dt* și temperaturii gazelor *tg*, care mai pătrund în sistemul de evacuare, are o influență substanțială asupra recuperării. În

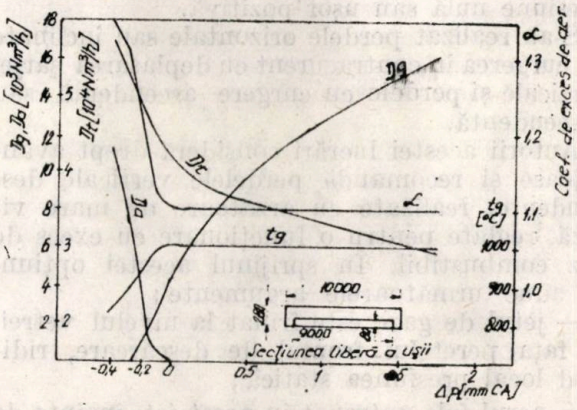


Fig. 1. Curgerea gazelor în zona de evacuare a gazelor și a ușii de încărcare la un cuptor cu propulsie (150 t/h)

figura 2 este prezentată comportarea recuperatoarelor (două) ale aceluiași cuptor ca în figura 1, în condițiile variabile de alimentare date numai de modificarea presiunii la ușa de încărcare Δp, păstrîndu-se constantă sarcina termică a cuptorului.

Pentru caracterizarea comportării recuperatorului, s-a adoptat raportul ε dintre căldura recuperată în diferitele situaţii funcţionale şi căldura care ar fi recuperată, în cazul în care toate gazele care părăsesc cuptorul ar trece prin recuperator, fără diluare cu aer fals. Raportarea la această situaţie ideală şi nerealizabilă arată cît de puternic dependentă de presiunea din cuptor este recuperarea de căldură (fig. 2).

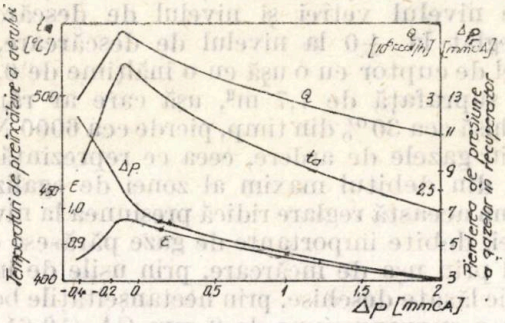


Fig. 2. Influenţa presiunii de la uşa de încărcare a aceluiaşi cuptor asupra căldurii recuperate Q

La cuptoarele cu tobogan înalt, orice valoare de presiune în cuptor, aleasă fie pentru minimalizarea pătrunderilor de aer fals, fie pentru minimalizarea răbufnirilor, fie orice valoare de compromis între aceste valori extreme, numai prin ea însăşi şi fără măsuri suplimentare, nu reprezintă o alternativă economică globală.

Ceea ce este comun în soluţiile constructorilor de cuptoare din toată lumea este prevederea în acest scop a unor puternice perdele de flacără în faţa toboganului şi reglarea condusă astfel încît la nivelul vetrei să se realizeze o presiune nulă sau uşor pozitivă.

S-au realizat perdele orizontale sau înclinate cu curgerea în contracurent cu deplasarea şarjei verticale şi perdele cu curgere ascendentă sau descendentă.

Autorii acestei lucrări consideră drept avantajoase şi recomandă perdelele verticale descendente, realizate cu arzătoare de mare viteză, reglate pentru o funcţionare cu exces de gaz combustibil. În sprijinul acestei opţiuni se aduc următoarele argumente:

— jetul de gaze este frînat la nivelul vetrei, în faţa peretelui frontal de descărcare, ridicînd local presiunea statică;

— aerul fals antrenat în acest jet, înainte de frînare, este consumat pentru completarea arderii combustibilului în exces.

Cu aceste măsuri, se poate crea un tampon gazos fierbinte la nivelul produselor care urmează să fie descărcate, tampon care previne răcirea lor.

Valorile de reglare a acestor perdele pot fi cu greu recomandate, fiind strîns legate de particularităţile fiecărui cuptor; este de preferat ca ele să fie stabilite prin încercări. Uneori este necesar ca întreaga zonă de egalizare să fie reglată cu un exces de combustibil.

Succesul în rezolvarea problemelor de la descărcare micşorează substanţial amploarea schimbului de gaze la uşa de încărcare. Pierderea de presiune la curgerea gazelor prin cuptor este de ordinul a 0,1—0,4 mm CA (1—4 Pa), însă la cuptoarele cu arzătoare frontale această pierdere este micşorată, anulată sau depăşită de creşterea de presiune dată de impulsul arzătoarelor (şi ea dependentă de sarcina arzătoarelor, de viteza axială de ieşire, de unghiul de înclinare a axului). Dar toate aceste diferenţe date de particularităţile constructive nu scot decît în cazuri izolate presiunea la nivelul vetrei, înaintea uşii de încărcare, din limitele —0,2 la +0,3 mm CA (—2 la +3 Pa), la cuptoarele cu vatră orizontală. La aceste valori, funcţionarea recuperării este îmbunătăţită (fig. 2).

Modificarea încărcării energetice a zonelor, modificarea regimului de temperaturi în cuptor şi deschiderea periodică a uşii de descărcare modifică regimul de presiuni, astfel încît în diferite puncte ale cuptorului variaţiile de presiune sînt inegale şi frecvente.

Amplasarea tradiţională a prizei de presiune sub bolta zonei de egalizare supune priza şi, deci, bucla influenţei foarte puternice a uşii de descărcare şi a modificărilor de debit de gaze din această zonă; acelaşi neajuns îl au de altfel şi alte puncte propuse de amplasare a prizelor de presiune din zona de egalizare [2]. La o asemenea amplasare, bucla de reglare răspunde unei scăderi a presiunii în zona de egalizare, cu micşorarea tirajului, care are ca urmare creşterea generală a presiunii în cuptor, deci creşterea debitului de gaze pierdute prin uşa de încărcare şi alte neetanşeităţi din zonele de încălzire.

Experimentări mai recente [3] au arătat că o priză amplasată sub partea înclinată a bolţii zonei de încălzire superioare este reprezentativă pentru funcţionarea cuptorului în ansamblul său, răspunsul presiunii în acest punct fiind mai puternic la modificarea debitului total de combustibil decît la creşterea debitului numai în zona de egalizare. Răspunsul la deschiderea uşii de descărcare este mai slab, permiţînd o funcţionare mai stabilă a cuptorului.

Se poate considera că trecerea la reglarea presiunii în cuptor, folosind informaţii de presiune care caracterizează mai bine cuptorul în ansamblu, îşi poate spori eficacitatea dacă este însoţită de măsuri locale de răspuns la deschiderea uşii de descărcare, ca: introducerea de perdele de flacără, creşterea debitului perdelei de flacără (la cuptoarele care o au) de la valoarea de regim la valoarea maximă, îmbogăţirea ei în combustibil, scăderea coeficientului de exces de aer în zona de egalizare.

Gazele de ardere, cu debitul micşorat de 2ă-bufniri şi diluate de aspireţiile de aer fals, odată intrate pe traseul de evacuare, cedează căldură suprafeţelor recuperatoare şi continuă să fie diluate cu aer fals aspirat prin neetanşeităţile sistemului.

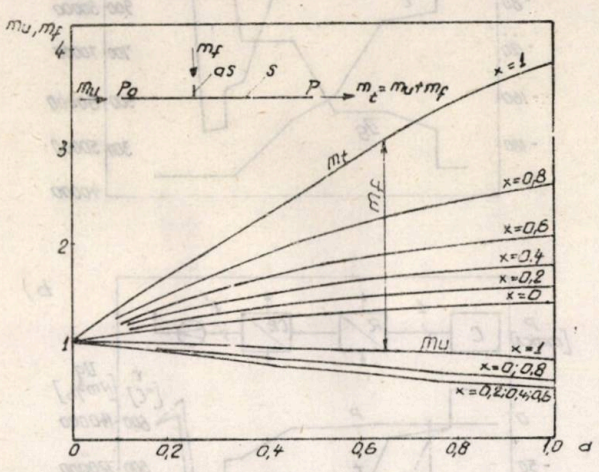


Fig. 3. Comportarea unui tronson neetanş de reţea, în funcţie de suprafaţa neetanşeităţilor şi de poziţia lor pe reţea

Efectul neetanşeităţilor asupra gazelor care circulă pe un tronson de reţea este prezentat în figura 3 [(coeficientul de rezistenţă hidraulică a reţelei $\xi = 10$, a neetanşeităţilor $\xi = 0{,}5$; coeficienţii de rezistenţă ai confluenţei calculaţi în fiecare caz după [4], în funcţie de raportul de secţiuni şi debite; densitatea gazului cald cu care este alimentată reţeaua $\rho = 0{,}406$ kg/m^3, densitatea aerului fals aspirat $\rho_a = 1{,}292$ kg/m^3); Xξ — coeficientul de rezistenţă hidraulică a reţelei pînă la confluenţa cu aerul fals; m_u, m_t, m_f — debitele masice de gaz cald, gaz total (gaz cald + aer fals) şi respectiv de aer fals, care trec prin reţeaua cu secţiunea de neetanşeităţi $a.S$, raportate la debitul masic de gaz cald care trece prin reţeaua etanşă : $a = 0$). S-a considerat că există o singură neetanşeitate cu o secţiune $a.S$ (unde S este secţiunea — considerată constantă — a reţelei) de mărime variabilă, a cărei situare pe reţea este şi ea variabilă. Reţeaua este alimentată cu gaze calde la presiunea atmosferică p_0, iar în secţiunea de capăt a tronsonului de reţea se menţine o presiune constantă $p < p_0$].

Analiza figurii 3 permite să se afirme următoarele:

— debitul de gaz cald care trece prin reţea scade continuu la creşterea secţiunii neetanşeităţilor; scăderea este mai mică atunci cînd secţiunea a.S este situată la unul din capetele tronsonului şi mai puternică în poziţiile mijlocii;

— debitul total creşte continuu o dată cu a; creşterea este puternic dependentă de situarea secţiunii $a.S$; pe măsură ce $a.S$ se deplasează spre capătul aval al reţelei, creşterea de debit se accentuează pentru orice valoare a lui a;

— debitul de aer fals variază analog cu debitul total; creşterea sa este mai accentuată decît scăderea debitului de gaze calde, căci pentru toate valorile $a \neq 0$ şi pentru toate valorile lui x, pătrunderile de aer fals fac ca $m_t > 1$.

Aşadar, într-un sistem real de evacuare, cazanul recuperator este mult mai sensibil la aspiraţiile de aer fals decît recuperatorul. Figura 4 prezintă comportarea unui cazan recuperator la înrăutăţirea condiţiilor de alimen-

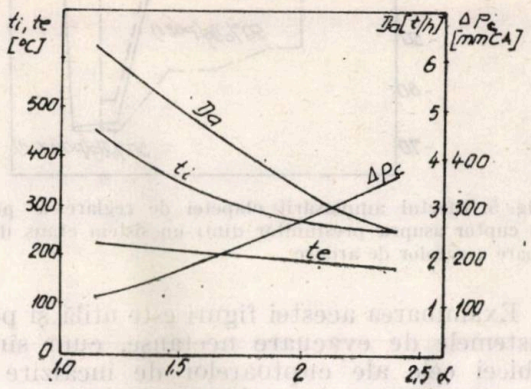


Fig. 4. Influenţa aspiraţiei de aer fals asupra producerii de abur într-un cazan recuperator cu ţevi de fum (presiunea aburului 7,85 bari — abur saturat)

tare prin aspiraţia de aer fals, caracterizată prin creşterea coeficientului de exces de aer α. Se remarcă scăderea debitului de abur de la $Da = 6{,}25$ t/h, cît avea în condiţii nominale (debitul de gaze 45000 Nm^3/h, temperatura 450°C, coeficientul de exces de aer $\alpha = 1{,}14$), la $Da = 2{,}6$ t/h, cînd aceleaşi gaze sînt amestecate cu aer fals pînă la $\alpha = 2{,}0$. Debitul de abur al cazanului devine nul la $\alpha = 2{,}9$, cînd în urma diluării cu aer fals, temperatura gazelor la intrarea în cazan scade pînă la temperatura de vaporizare la presiunea de funcţionare a cazanului.

Se impune şi o concluzie referitoare la amplasarea organului de reglare a presiunii în cuptor. Amplasarea acestei rezistenţe variabile după ultima suprafaţă recuperatoare de căldură face să scadă depresiunea sub care funcţionează canalele de evacuare şi utilajele recuperatoare, micşorînd pătrunderile de aer fals prin neetanşeităţile existente.

În figura 5 este prezentată alura evoluţiei depresiunii într-un sistem de evacuare închis (caracteristic unor tipuri de cuptoare de tratament termic) la sarcină plină şi la 50% din debitul de gaze, pentru două amplasări extrem

ale organului de reglare a presiunii din cuptor : înainte de recuperator (1) și după cazanul recuperator (1′) (*C* — cuptor ; *R* — recuperator ; *Cr* — cazan recuperator ; 1 și 1′ — amplasările alternative ale clapetei ; *D* — debitul de gaze de ardere în regimul nominal).

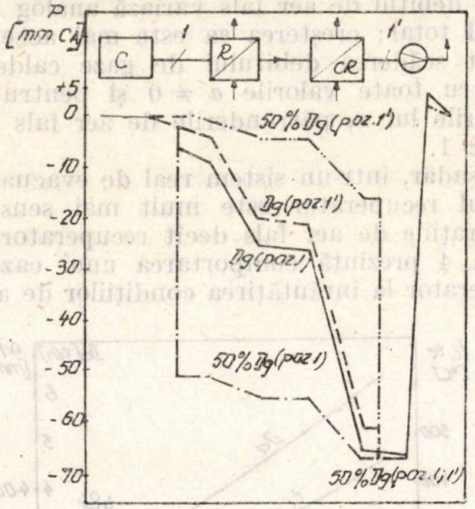


Fig. 5. Efectul amplasării clapetei de reglare a presiunii în cuptor asupra presiunilor dintr-un sistem etanș de evacuare a gazelor de ardere

Examinarea acestei figuri este utilă și pentru sistemele de evacuare neetanșe, cum sînt de obicei cele ale cuptoarelor de încălzire :

— pe măsură ce debitele din cuptor scad, cresc pierderile pe clapeta (sau șibărul) de reglare a presiunii din cuptor, ajungînd destul de repede preponderente ;

— amplasarea organului de reglare a presiunii înspre începutul traseului de evacuare a gazelor face ca ponderea acestei părți a traseului în rezistența sa totală să crească ;

— aceasta este echivalentă cu deplasarea neetanșeităților canalului spre valorile x mari (fig. 3), care are ca efect creșterea foarte puternică a raportului dintre debitul de aer fals și debitul util ;

— ca urmare, recuperarea de căldură în utilajele amplasate în aval de organul de reglare a presiunii scade, mergînd, în unele cazuri, pînă la anulare.

Orice aspirație de aer fals duce la creșterea puterii consumate la exhaustor, atît prin efectul creșterii debitului, cît și prin cel al scăderii temperaturii. În situații extreme, exhaustorul nu face față debitului foarte mărit prin aspirațiile de aer fals; presiunea în cuptor crește și gazele răbufnesc în hală.

Amplasarea clapetei de reglare a presiunii la începutul traseului constituie însă un factor agravant.

Pentru exemplificare s-a calculat (fig. 6) funcționarea unui sistem de evacuare a gazelor dintr-un cuptor cu propulsie de 65 t/h în

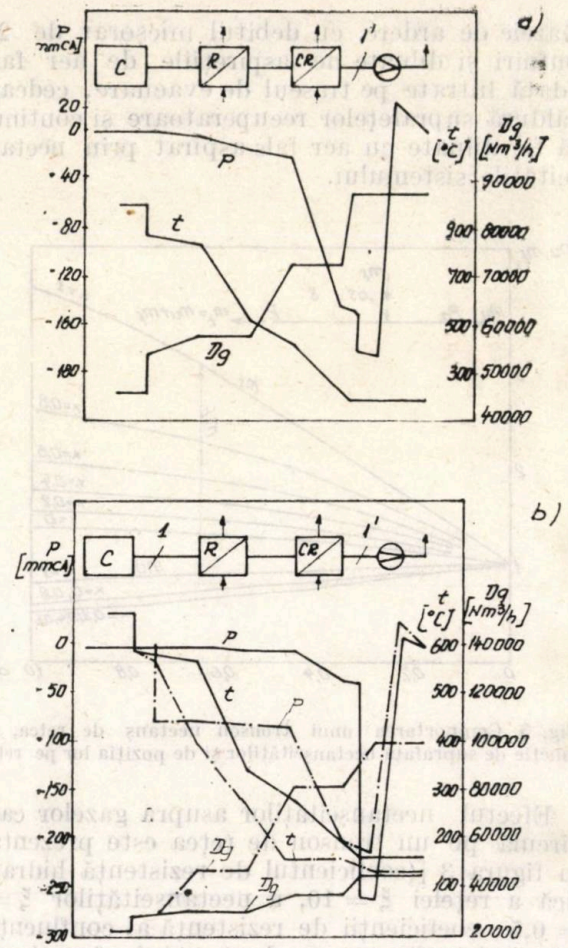


Fig. 6. Evacuarea gazelor printr-o instalație neetanșă

trei situații : la debitul maxim de gaze în cuptor (fig. 6, *a*) și la un debit parțial (la 54 t/h), în două variante de amplasare a organului de reglare a presiunii în cuptor (fig. 6, *b*) cu clapeta plasată 1′ (curbele cu linie plină) și cu clapeta plasată în 1, între cuptor și recuperator (curbele cu linie punct).

Se remarcă, în toate cazurile, creșterea debitului de gaze în canal, dinspre amonte spre aval, datorită aspirației de aer fals prin neetanșeități. Dacă la amplasarea clapetei în tronsonul etanș de conductă metalică dinaintea exhaustorului, acest debit se dublează (în cazul studiat) în ambele regimuri, la amplasarea clapetei între cuptor și recuperator debitul crește de circa patru ori, aspirîndu-se cantități sporite de aer fals, datorită depresiunilor mult mai mari din sistem.

Scăderea temperaturii gazelor înrăutățește funcționarea utilajelor recuperatoare ; temperatura de preîncălzire a aerului în recuperator scade cu cca 70°C, iar recuperarea de căldură în cazan încetează, temperatura gazelor fiind mai joasă decît tempera-

tura de vaporizare la presiunea de funcționare a cazanului (7,85 bar).

În cele trei regimuri, exhaustorul consumă următoarele puteri : în plină sarcină 124,7 kW, iar în cazurile din figura 6, *b* : 89,5 kW la amplasarea clapetei în 1′ și 142 kW la amplasarea clapetei în 1. Într-o asemenea soluție, alegerea unui exhaustor de presiune mai ridicată mărește pătrunderile de aer fals și puterea necesară antrenării exhaustorului.

O altă sursă de scădere a eficienței sistemelor de recuperare sînt canalele de ocolire a utilajelor recuperatoare. Întrucît șibărele nu pot asigura închiderea etanșă a canalelor de ocolire, o parte din gaze scapă prin jocul dintre clapetă și canal, micșorînd astfel debitul care trece prin recuperator sau prin cazanul recuperator, deci și căldura recuperată.

Jocul de montaj, obișnuit la șibărele rotative, este de cca 2% din dimensiunile liniare, la care se adaugă — la cele cu rama nerăcită — — jocul de dilatare (tab. 1), care mărește jocul la cald, cînd temperatura de lucru este sub temperatura de calcul. Pierderea specifică de gaze, la acest tip de șibăre, este redată în figura 7 unde : S_s este suprafața șibărului ; S_c — secțiunea canalului ; t_g — temperatura gazelor ; D_g — debitul de gaze de ardere pierdut prin canalul ocolitor. Diferența de presiune la care are loc curgerea este pierderea de presiune pe utilajul ocolit. La recuperatorul analizat în figura 2, pierderea reprezintă cca 11% din gazele care trec prin recuperator.

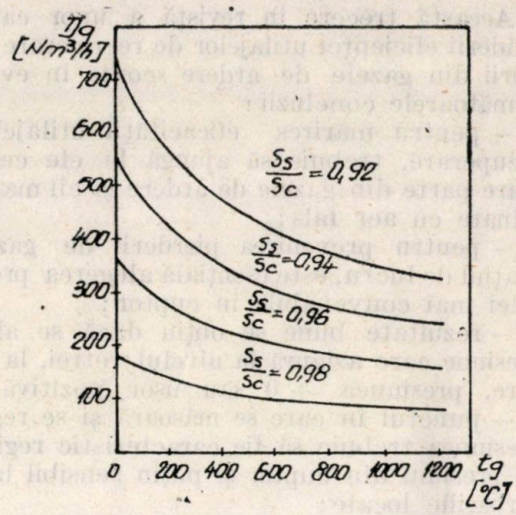


Fig. 7. Influența suprafeței neetașeităților dintre șibăr și canal, asupra circulației parazite a gazelor de ardere prin canalul ocolitor, sub influența unei depresiuni de 1 mm CA, pentru un șibăr cu suprafața de 1 m²

Capcana tuturor posibilităților de funcționare (normală, fără recuperator, dar cu cazan, fără cazan dar cu recuperator fără cazan și fără recuperator) multiplică canalele ocolitoare și pierderile.

Trebuie adăugat faptul că pierderile prin scurtcircuitare sînt suplimentate de diluarea cu aer fals datorită neetanșeităților canalelor respective și a elementelor de acționare a șibărelor.

Tabelul 1

Tipuri de șibăre și caracteristicile lor

Tipul de șibăr	Dimensiunea caracteristică	Raportul P/S	Raportul $S_{șibăr}/S_{canal}$	
			la montaj	la cald
Șibăr rotativ circular răcit pe contur	D	$\frac{4}{D}$	0,96	0,96
Idem, nerăcit	D	$\frac{4}{D}$	0,96	$\frac{1}{0,04+(1+\alpha t_c)^2}$
Șibăr rotativ de canal cu boltă la 180° nerăcit pe contur	$\frac{L}{H=L}$	$\frac{3,28}{L}$	0,95	$\frac{1,39}{1,46+1,25\ .\ \alpha t_c}$
Idem, răcit	$\frac{L}{H=L}$	$\frac{3,28}{L}$	0,95	0,95
Șibăr rotativ de canal cu boltă la 180° răcit pe contur	$\frac{L}{H=1,25\ L}$	$\frac{3,09}{L}$	0,96	0,96
Idem nerăcit	L	$\frac{3,09}{L}$	0,96	$\frac{1,64}{1,71+2,71\alpha t_c}$

Notații: D(m) — diametrul șibărului;
L(m) — lățimea șibărului
H (m) — înălțimea șibărului pînă la umerii bolții; α(1/grd) — coeficientul de dilatare liniară pentru materialul din care este confecționat șibărul;
t_c — temperatura de calcul a șibărului

Această trecere în revistă a unor cauze a scăderii eficienței utilajelor de recuperare a căldurii din gazele de ardere scoate în evidență următoarele concluzii :

— pentru mărirea eficacității utilajelor de recuperare, trebuie să ajungă la ele cea mai mare parte din gazele de ardere și cît mai puțin diluate cu aer fals ;

— pentru prevenirea pierderii de gaze din spațiul de lucru, este esențială alegerea presiunii celei mai convenabile în cuptor ;

— rezultate bune se obțin dacă se alege o presiune care asigură la nivelul vetrei, la egalizare, presiunea ± 0 sau ușor pozitivă ;

— punctul în care se măsoară și se reglează presiunea trebuie să fie caracteristic regimului de presiuni din cuptor și puțin sensibil la perturbațiile locale ;

— cercetări, făcute pe un număr mic de cuptoare, au arătat că porțiunea descendentă a bolții zonei de încălzire satisface această cerință ;

— în special la cuptoarele continue de încălzire cu descărcarea pe tobogan, pentru combaterea urmărilor puternicei perturbații de presiune din zona de egalizare provocată de deschiderea ușii, sînt necesare măsuri locale (perdele de flacără, scăderea coeficientului de exces de aer) ;

— aplicarea unor măsuri locale eficace previne răcirea semifabricatelor aflate în apropierea ușii, fără să fie necesară creșterea generală a presiunii în cuptor ;

— un cuptor astfel reglat va funcționa cu partea de sub suprafața izobară de presiune ± 0 la depresiune și cea de deasupra ei la suprapresiune ; este, de aceea, necesară micșorarea aspirațiilor și respectiv a răbufnirilor prin deschiderile și neetanșeitățile întregului cuptor prin : reducerea timpului de deschidere a ușilor de vizitare și intervenție, fixarea înălțimii de deschidere a ușii de încărcare la valoarea minimă care permite circulația semifabricatelor, repararea crăpăturilor din boltă ;

— în sistemul de evacuare a gazelor, se aspiră debite mari de aer fals prin neetanșeitățile traseului și utilajelor recuperatoare ;

— debitul de aer fals crește o dată cu suprafața neetanșeităților ;

— aspirația este mai puternică prin neetanșeitățile porțiunilor de traseu cu despresiuni mai mari, porțiuni care au rezistențe gazodinamice mari în amonte ;

— cazanul recuperator (gradul său de etanșare) este esențial pentru obținerea unei recuperări satisfăcătoare ;

— amplasarea organului de reglare a presiunii în cuptor în avalul ultimului utilaj recuperator, micșorînd depresiunea în sistemul de evacuare a gazelor, micșorează pătrunderile de aer fals ;

— erorile de execuție și uzura sistemului, în măsura în care duc la creșterea rezistenței sale gazodinamice sau a neetanșeităților, măresc aspirațiile de aer fals ;

— sistemele de evacuare cu o rezistență gazodinamică ridicată sînt mai puternic afectate, în funcționare, de neetanșeități ;

— energia pentru antrenarea exhaustorului crește foarte mult, din cauza aspirației de aer fals ;

— canalele ocolitoare ale utilajelor recuperatoare sînt surse suplimentare de neetanșeități ;

— cum nu este posibilă închiderea lor etanșă, o parte importantă din gazele de ardere trec, prin jocul dintre șibăr și canal, fără să mai cedeze căldură, în utilajele recuperatoare ;

— realizarea acestor închideri cu clapete rotative, cu un perimetru mai mic, pe o porțiune special îngustată a canalului (de exemplu cu un șibăr rotativ cu secțiunea circulară) micșorează aceste pierderi ;

— oportunitatea realizării de canale ocolitoare, întotdeauna păgubitoare energetic, este în multe cazuri discutabilă.

Aceste considerații asupra unor posibilități de ridicare a eficienței utilajelor recuperatoare ale cuptoarelor vizează, în primul rînd, cuptoarele continue de încălzire din laminoare, dar o bună parte din concluziile lucrării pot fi aplicate unei sfere mult mai largi de cuptoare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Adler, O. *Limitele de valorificare a resurselor energetice refolosibile produse în industria metalurgică.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 11, 1988.

[2] Buznișkii, L. și Teșko, A. *Automatizarea cuptoarelor cu flacără.* Kiev, Ed. Tehnică, 1967, 96—104.

[3] Klimoviț kii, M. și alții *Automatizarea cuptoarelor cu propulsie.* Moscova, Ed. Metallurghiia 1981, p. 86—88.

[4] Idelcik, I. B. *Îndrumător pentru calculul rezistențelor hidraulice.* București, Ed. Tehnică, 1984.

Prof. dr. ing. N. Geru
și dr. ing. Coșmeleață Georgeta
Institutul Politehnic București

Cercetări privind dependența dintre proporția de bor solubil și călibilitatea oțelurilor de îmbunătățire cu aproximativ 0,4%C și conținut scăzut în Cr, Ni, Mo

CZ: 631.785:539.54

Se știe că principala influență pozitivă a adaosurilor de bor în oțel este călibilitatea. Borul, în proporții foarte mici (0,0005—0,005%), determină o creștere sensibilă a călibilității [1]—[6], ceea ce permite, pe de o parte, înlocuirea parțială în compoziția mărcilor existente de oțeluri a unor elemente deficitare, ca de exemplu: nichelul, cromul și molibdenul, fără a diminua caracteristicile de rezistență, iar pe de altă parte, crearea unor noi mărci de oțeluri microaliate cu bor cu proprietăți de rezistență superioară.

Acțiunea borului asupra călibilității este echivalentă cu cea obținută prin aliere cu Cr, Mn, Mo, Ni sau V adăugate, însă, în proporții de 100—300 de ori mai mari [1], deci la prețuri de cost mai ridicate. Din acest punct de vedere, adaosuri de 0,002—0,003% B pot înlocui aproximativ următoarele proporții din unul din elementele de aliere: 1—1,25% Ni, 0,3—0,9% Cr, 0,1—0,25% Mo, 0,12% V, 0,2—0,7% Mn, 1,6% Si.

Eficiența borului asupra călibilității depinde de forma sub care se găsește borul în austenită, eficiența maximă obținîndu-se atunci cînd cea mai mare proporție de bor se găsește sub formă de bor solubil. Dar raportul dintre borul solubil (borul solubil se găsește sub formă de bor dizolvat în austenită și în limitele dintre grăunții de austenită) și cel insolubil (borul insolubil se găsește îndeosebi sub formă de nitrură de bor) este puternic influențat de conținutul în azot, aluminiu și titan.

Din punct de vedere al influenței asupra călibilității, un rol asemănător borului solubil îl are și borul cu borocarburile și oxizii de bor, cînd acestea sînt, de asemenea, mici și coerente cu matricea. Suma borului solubil cu cea a borului din astfel de compus este cunoscută sub numele de *bor de călibilitate*. În această lucrare, prin bor solubil se va înțelege în continuare borul de călibilitate. Concentrația în acest bor se va nota cu B_s.

Aproximarea proporției de bor solubil B_s a făcut obiectul mai multor cercetări [7]—[10], [13]. Dintre acestea se menționează lucrarea lui Habu și Goda [10] în care se analizează condițiile termodinamice privind repartiția azotului între bor și aluminiu, la temperatura de austenitizare.

Utilizînd calculele de echilibru termodinamic, Habu și Goda au propus o valoare optimă de bor de călibilitate de 4 ppm, diferită de valoarea obținută experimental de Melloy [7] și Pallengat [8] de 25 ppm.

În lucrarea [11] s-a stabilit proporția de bor solubil de 3 ppm.

Lucrarea își propune să contribuie la stabilirea proporției de bor solubil și a dependenței dintre fracțiunea de bor solubil și călibilitate în cazul oțelurilor de îmbunătățire cu cca 0,4% C și proporții mici de crom, nichel și molibden (Cr 0,5%, Ni 0,5%, Mo 0,15%).

Metoda de experimentare

Conform indicațiilor din literatura de specialitate „fracțiunea de bor solubil" este funcție crescătoare de conținutul de bor total și funcție descrescătoare de conținutul de azot liber nelegat sub formă de AlN și/sau TiN și, în consecință, capabil să formeze nitruri de bor, fiind exprimată prin relația:

$$B_{solubil} = f(B, -N, Al, Ti)$$

Pornind de la acest lucru și ținînd seamă de rezultatele diferiților cercetători [7], [10], [12], cu ajutorul prelucrării matematice proprii [11], utilizînd un calculator de proces, s-au determinat proporțiile de aluminiu, titan și azot pentru care se obține o fracțiune de bor solubil mai mică sau egală cu proporția de bor din compoziția oțelului. Determinarea conținutului de bor solubil s-a făcut pe cale spectrografică pe soluții preparate pe cale chimică (utilizînd o variantă modificată a metodei Dickenson), folosind spectrograful Q 24 de dispersie medie.

Probele utilizate au provenit din bare forjate și strunjite, obținute din lingouri cu secțiunea pătrată de 75×75 mm din oțel cu cca 0,4% C, 0,4% Cr, 0,4% Ni, 0,13% Mo, elaborat într-un cuptor de inducție cu o capacitate de 50 kg. S-au urmărit asigurarea unei bune dezoxidări și denitrurarea oțelului. Pentru microaliere cu bor s-a utilizat ferobor (cu 16% B), care s-a introdus înainte de evacuarea oțelului.

Rezultatele experimentale și interpretarea lor

Din datele publicate în literatura de specialitate și din analiza rezultatelor obținute prin cercetări proprii a rezultat faptul că eficiența

microalierii cu bor asupra creşterii călibilităţii şi îmbunătăţirii caracteristicilor de tenacitate depinde de forma sub care se găseşte borul în austenită, eficienţa maximă obţinîndu-se atunci cînd cea mai mare proporţie se găseşte sub formă de bor solubil.

După cercetările efectuate în acest scop [8], [9], [14] proporţia de bor solubil necesară variază de la 0,003 la 0,005% B şi depinde de conţinutul în azot, aluminiu şi titan.

Aproximarea proporţiei de bor solubil B_s a făcut obiectul mai multor cercetări [8], [9], [10], dar toate au vizat oţelurile cu conţinut scăzut în carbon pînă la cca 0,3% C. Deoarece eficienţa microalierii cu bor este dependentă şi de conţinutul în carbon al oţelului [14], după cum rezultă din lucrarea [11], s-a considerat necesar să se determine o proporţie de bor solubil şi pentru oţelurile de îmbunătăţire cu cca 0,4% C microaliate cu bor şi titan.

În acest scop, în lucrare s-au utilizat valorile borului solubil, determinate experimental pentru 31 şarje, cu concentraţii diferite în bor total, aluminiu, azot şi titan (tab. 1). Concomitent s-a ţinut seamă şi de indicaţiile din literatură [9], de faptul că borul solubil este funcţie crescătoare de conţinutul de bor total şi titan şi funcţie descrescătoare de conţinutul de azot liber, nefixat sub formă de nitrură de aluminiu şi de nitrură de titan şi, în consecinţă, capabil să formeze nitruri de bor ; B_{sol} = funcţii crescătoare (B — N, Al, Ti).

Pentru aceata, s-a elaborat un program de calcul cu care s-a determinat o funcţie liniară de aproximare a borului solubil din oţelul cu 0,4% C + 0,4% Cr P 0,4% Ni + + 0,13% Mo, microaliat cu bor şi titan, funcţie exprimată prin relaţia matematică :

$$B_{sol} = a_1B + a_2H + a_3Al + + A_4Ti + a_5 = \sum_{j-1}^{n} a_j \cdot x_j \qquad (1)$$

unde : x_j este proporţia în care se găseşte elementul j ;
x_n — corespunde termenului liber ;
$n = 5$ — numărul de elemente + 1.

Determinarea coeficienţilor s-a făcut în aşa fel încît funcţia să dea o abatere medie pătratică minimă faţă de valorile borului solubil, borului total, aluminiului, azotului şi titanului (tab. 1).

S-a notat cu x_{ji} — proporţia j în şarje : $j = 1, n$; $i = 1, m$; f_i = proporţia de B_{sol} în şarja i ; $i = 1, m$.

Tabelul 1

Exemple de proporţie de bor total, azot, aluminiu, titan şi bor solubil determinat experimental în unele şarje din oţelul studiat

B_{total}	Proporţia, %			B solubil determinat experimental
	N	Al	Ti	
0,0039	0,0163	0,011	0,4	0,0001
0,0015	0,0162	0,072	0,029	0,0001
0,0025	0,010	0,040	0,005	0,0001
0,004	0,014	0,050	0,020	0,0002
0,0023	0,0079	0,011	0,006	0,0002
0,0037	0,089	0,0106	0,005	0,0003
0,0049	0,018	0,010	0,044	0,0004
0,0043	0,0153	0,093	0,005	0,0004
0,0048	0,00117	0,0447	0,021	0,00049
0,0005	0,00162	0,030	0,026	0,0005

Apoi s-a impus condiţia ca expresia :

$$\sum_{i=1}^{m} \cdot \left(f_i - \sum_{j=i}^{n} a_j x_{ji} \right)^2 \qquad (2)$$

să fie minimă.

Minimizarea acestei expresii s-a făcut în funcţie de coeficientul a_j, $j = 1, n$.

Pentru aceasta s-a notat :

$$f(a_1a_2, - a_n) = \sum_{i=1}^{m} \left(f_i - \sum_{j=1}^{n} a_j x_i \right)^2$$

În continuare a_1, $a_2 - a_n$ s-au determinat din sistemul de ecuaţii :

$$\frac{\partial f}{\partial a_1} = 0 ; \frac{\partial f}{\partial a_2} = 0 ; \frac{\partial f}{\partial a_n} = 0$$

Deoarece :

$$\frac{\partial f}{\partial a} = \sum_{i=1}^{n} x_{ki} \sum_{j=1}^{n} a_j, \; x_{ji} - f_i$$

unde : $K = 1, n$.

sistemul de ecuaţii devine :

$$\sum_{j=1}^{n} \left(\sum_{i=1}^{m} x_{ki} x_{ji} \right) a_j = \sum_{i=1}^{m} x_{ki} f_i \qquad (2)$$

Apoi, notîndu-se cu :

$$\sum_{i=1}^{m} (x_{ki} \cdot x_{ji}) a_j = b_{kj} ; \; k_j = 1, n \qquad (3)$$

$$\sum_{i=1}^{m} x_{ki}, \; f_i = C_{K \; K=1,n} \qquad (4)$$

sistemul (2), cu ultimele notaţii, este :

$$\sum_{j=1}^{K} b_{kj} a_j = C_K \,, \quad K = 1, n \qquad (5)$$

După determinarea valorilor coeficienţilor, funcţia (1) se exprimă prin relaţia :

$$B_{sol} = (0{,}993765\ E + 00)\ B - (0{,}989312\ E + 00)N + (7\ 716831\ E - 01)Al + (0{,}21436\ E + 00)Ti + (0{,}390010\ E - 0{,}2) \qquad (6)$$

sau

$$B_s = 0{,}993765\ B - 0{,}989312\ N + 0{,}071683\ Al + 0{,}21436\ Ti + 0{,}0039$$

După aceea s-a trecut la determinarea cîtorva valori interesante pentru domeniul studiat, şi anume : borul solubil în domeniul 0,003—0,005, iar celelalte elemente pe un domeniu care începe cu 0 şi se încheie cu o valoare rotunjită acoperitor faţă de valoarea maximă întîlnită pentru elementul respectiv, în şarjele studiate. Reprezentarea grafică a acestor rezultate pentru 0,01% N este redată în figura 1.

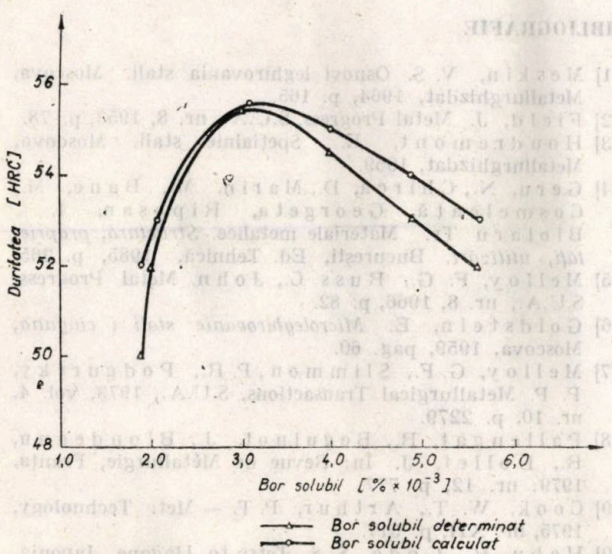


Fig. 1. Variaţia durităţii *HRC* cu proporţia de bor solubil

Metoda prezentată permite determinarea proporţiei de bor solubil şi de titan în funcţie de proporţia de bor total, aluminiu şi azot, astfel încît elementele de microaliere utilizate pentru

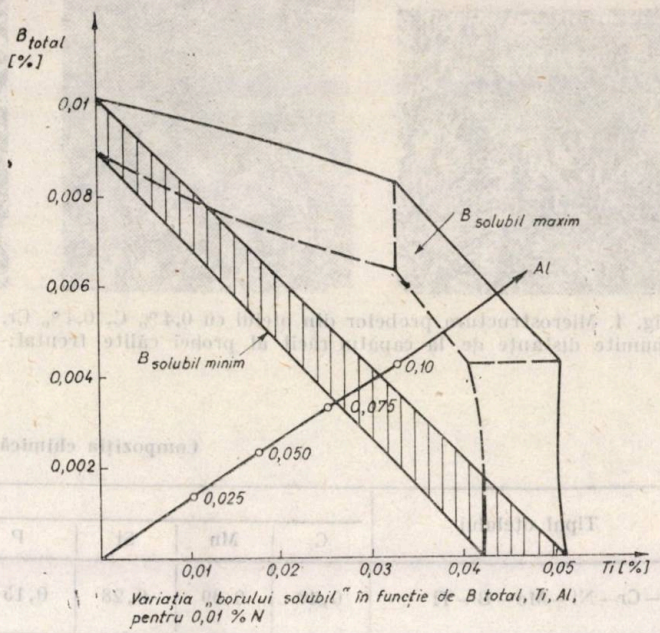


Fig. 2. Variaţia borului solubil în funcţie de B_{total}, Ti, A pentru 0,01 %N

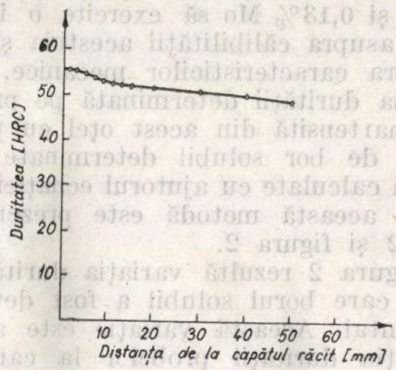


Fig. 3. Curba de călibilitate a oţelului cu 0,4 % C + 0,4 % Cr + 0,4 % Ni + 0,13 % Mo + 0,003 % B + 0,04 % Ti

Tabelul 2

Variaţia durităţii *HRC* cu proporţie de B solubil determinată experimental şi calculată cu ajutorul ecuaţiei

Marcajul pe probă	Borul solubil determinat experimental	Duritatea *HRC* măsurată pe probe cu B_{sol} determinat experimental	Marcajul pe probă	Borul solubil calculat cu ajutorul relaţiei (7)	Duritatea *HRC* măsurată pe probe cu B_{sol} calculat*)
1A	0,00190	50	1B	0,00191	52
2A	0,0020	52	2B	0,0021	53
3A	0,003	55	3B	0,00302	55,5
4A	0,0040	54,5	4B	0,00402	55
5A	0,0049	53	5B	0,00486	54
6A	0,0056	52	6B	0,0057	53

*) Probele din această coloană au fost alese dintr-un număr de 31 de probe, astfel încît borul solubil calculat cu relaţia 7 trebuie să fie aproximativ egal cu borul solubil determinat experimental pentru probele din coloana 1.

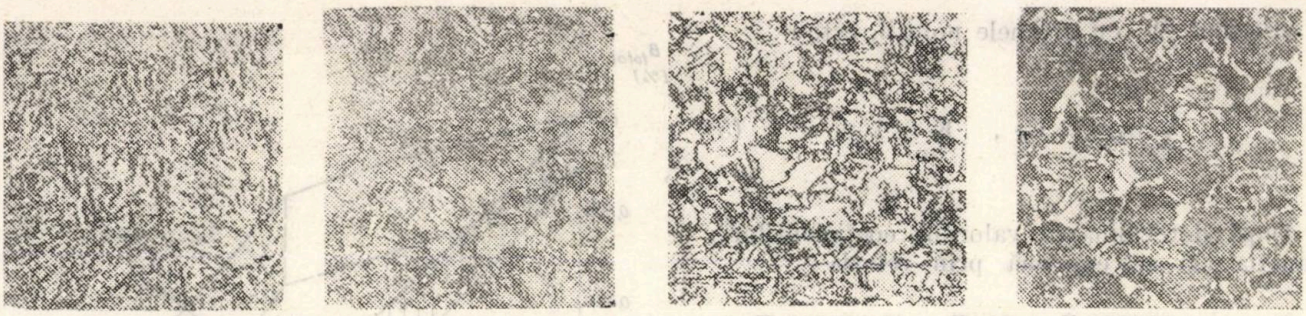


Fig. 4. Microstructura probelor din oțelul cu 0,4% C, 0,4% Cr, 0,4% Ni, 0,13% Mo, 0,003% B și 0,04% Ti, obținută la anumite distanțe de la capătul răcit al probei călite frontal: *a* — la 3 mm; *b* — la 10 mm; *c* — la 20 mm; *d* — la 60 mm

Tabelul 3

Compoziția chimică a oțelului

Tipul oțelului	Compoziție chimică %									
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	B	Ti
C—Cr—Ni—Mo—B—Ti	0,40	0,69	0,28	0,15	0,01	0,44	0,40	0,15	0,0031	0,041

oțelul de îmbunătățire cu 0,4% C, 0,4% Cr, 0,4% Ni și 0,13% Mo să exercite o influență maximă asupra călibilității acestuia și, implicit, asupra caracteristicilor mecanice.

Variația durității determinată pe probe călite la martensită din acest oțel cu proporții variabile de bor solubil determinate experimental și calculate cu ajutorul ecuației aproximate cu această metodă este prezentată în tabelul 2 și figura 2.

Din figura 2 rezultă variația durității probelor la care borul solubil a fost determinat experimental. Această variație este analoagă cu variația durității probelor la care borul solubil a fost calculat cu relația (4). Aceasta arată că formula determinată redă o aproximare reală a borului solubil, actualmente nestabilită.

Curba de călibilitate pentru șarja de oțel cu compoziția chimică prezentată în tabelul 3 este redată în figura 3 și subliniază faptul că proporția de bor solubil a fost corect stabilită.

Concluzii

Cîteva dintre concluziile care se desprind din datele din literatură și din rezultatele experimentărilor proprii sînt :

— eficiența borului asupra călibilității depinde de forma sub care se găsește în austenită, eficiența maximă obținîndu-se cînd cea mai mare proporție de bor se găsește sub formă de bor solubil; proporția de bor solubil depinde de conținutul în aluminiu, azot și titan;

— aproximarea proporției de bor solubil B_s a făcut obiectul mai multor cercetări, dar toate au avut în vedere oțelurile cu conținut în carbon de pînă la 0,3%;

— prin modelare matematică a datelor experimentale s-a stabilit, pentru oțelurile de îmbunătățire studiate, microaliate cu bor și titan, corelația dintre proporția de bor solubil, bor total, titan, azot și aluminiu, determinîndu-se o formulă care permite calcularea borului solubil în funcție de borul total, titan, azot și aluminiu. Prin reprezentarea grafică este posibil să se determine, în funcție de conținutul optim de bor solubil (0,003—0,005%), conținuturile optime de bor total, titan și aluminiu.

BIBLIOGRAFIE

[1] Meskin, V. S. Osnovi leghirovania stali. Moscova, Metallurghizdat, 1964, p. 165.
[2] Field, J. Metal Progress, S.U.A., nr. 8, 1953, p. 78.
[3] Houdremont, E. Speţialnie stali. Moscova, Metallurghizdat, 1959.
[4] Geru, N., Chircă, D., Marin, M., Bane, M., Coşmeleaţă, Georgeta, Ripoşan, I. Biolaru Tr. Materiale metalice. *Structură, proprietăţi, utilizări.* Bucureşti, Ed. Tehnică, 1985, p. 265.
[5] Melloy, F. G., Russ C., John. Metal Progress, S.U.A., nr. 8, 1966, p. 82.
[6] Goldstein, E. *Microleghirovanie stali i ciuguna*, Moscova, 1959, pag. 60.
[7] Melloy, G. F., Slimmon, P. R., Podgursky, P. P. Metallurgical Transactions, S.U.A., 1973, vol. 4, nr. 10, p. 2279.
[8] Pallengat, R., Beguinot, J., Blondeanu, R., Dollet, J. În: Revue de Métallurgie, Franța, 1979: nr. 12, p. 777.
[9] Cook, W. T., Arthur, P. T. — Met. Technology, 1975, nr. XII, p. 517.
[10] Habu, R., Goda, S. S. Tetsu to Hagane, Japonia, 62, 1976, nr. 14, p. 1851.
[11] Coşmeleaţă, Georgeta — Teză de doctorat, Bucureşti, I.P.B., 1987.
[12] Desalos, Y., Laurent, R. În: Revue de Métalurgie, Franța, 1979, nr. 1, p. 35.
[13] Hertel, J., Lotter, Pircher, H. În: Steel Rresearch, S.U.A., 1986, nr. 5, pag. 216.
[14] Kapedia, B. M., Brown, R. M., Murphi, W. J. — Trans. AIME, S.U.A., 1968, p. 1689.

Dr. ing. E. Florian
Institutul Politehnic București
și dr. ing. L. Drugă
ICSITPSC București

Parametrii termodinamici și cinetici ai proceselor de transfer de masă la cementarea gazoasă a produselor metalice

CZ: 621.785.52: 669.1

Ca procedee de prelucrare la cald, tratamentele termochimice constau din încălziri în mediu activ din punct de vedere chimic, la temperaturi și durate astfel stabilite, încît să realizeze modificări ale compoziției chimice pe anumite distanțe de la suprafața produsului metalic. Rezultatele unui tratament termochimic respectiv concentrația elementului în suprafață și distribuția acestuia pe adîncimea de cementare, depind de sensul și intensitatea cu care se desfășoară procesele de transfer de masă : în fază gazoasă ; la interfața gaz-metal ; în materialul metalic.

Transferul de masă este rezultatul creării, în urma interacțiunii unor factori interni și externi, a unui gradient de potențial chimic, care constituie forța motrice a procesului. Utilizarea în locul gradientului de potențial chimic a gradientului de concentrație este justificată în marea majoritate a cazurilor de relația de proporționalitate existentă între cele două mărimi.

Fluxul de atomi, care se deplasează din mediul de cementare în suprafața produsului, traversînd interfața gaz-metal, se exprimă prin ecuația :

$$j_{ext} = k_1^* \, (C_{ech} - C_s) \qquad (1)$$

unde j_{ext} este fluxul exterior de atomi care se deplasează de la mediu la suprafața produsului ;

k_1^* — constanta globală a vitezei proceselor de transfer de masă din mediul de cementare și de la interfața gaz-metal ;

C_{ech} — concentrația de echilibru corespunzătoare potențialului termodinamic al atmosferei de cementare utilizată, fiind rezultatul reacțiilor omogene și eterogene care se desfășoară între componentele gazoase și între acestea și suprafața metalului ;

C_s — concentrația elementului de cementare în suprafața produsului metalic.

Adsorbția elementelor de interstiție de către o soluție solidă este o reacție de ordinul I (constanta vitezei de reacție (adsorbție) este direct proporțională cu concentrația elementului), astfel încît constanta k_1^* se poate exprima în funcție de constanta vitezei de adsorbție k și de coeficientul de transfer în fază gazoasă β [1] :

$$\frac{1}{k_1^*} = \frac{1}{\beta} + \frac{1}{k} \qquad (2)$$

Analiza acestei ecuații arată că, în cazul în care $\beta \ll k$, $k_1^* \approx \beta$, viteza globală a proceselor de interacțiune gaz-metal este limitată de viteza de desfășurare a proceselor în gaz (difuzia exterioară), neexistînd posibilitatea stabilirii echilibrului termodinamic între mediul gazos și suprafața oțelului (domeniul de difuzie de desfășurare a interacțiunii) ; în cazul în care $\beta \ll k$, $k_1^* \approx k$, cinetica proceselor de interacțiune este influențată numai de viteza reacției chimice (adsorbției) de la suprafața produsului (domeniul cinetic de desfășurare a interacțiunii), nefiind influențată de cinetica proceselor de difuzie în gaz. În cel de-al doilea caz, transferul de atomi în fază gazoasă este suficient de intens pentru a produce egalizarea concentrației componentelor fazei gazoase, deci pentru a asigura stabilirea echilibrului termodinamic în spațiul de reacție.

Coeficientul β, calculat pe baza analizei dinamicii proceselor de transfer care se desfășoară în fază gazoasă [2], are valorile :

$$\beta = 1{,}424 \sqrt{\frac{\omega}{l'}}, \text{ cm/s} \qquad (3)$$

pentru carbonitrurarea gazoasă la 870°C ;

$$\beta = 0{,}300 \sqrt{\frac{\omega}{l'}}, \text{ cm/s} \qquad (4)$$

pentru carbonitrurarea gazoasă la 560°C.

În aceste formule, ω este viteza de curgere a gazului de cuptor, cm/s ; l' — lungimea de curgere, cm, reprezentînd în cazul concret al tratamentului termochimic dimensiunea liniară a încărcăturii (spațiului de lucru al cuptorului). În condiții reale de debite ale gazului (viteze de curgere) și de lungimi ale cuptoarelor, în intervalul de temperaturi analizat, este îndeplinită inegalitatea : $k \ll \beta$ (pentru constanta vitezei de reacție s-a considerat intervalul acoperitor de valori 10^{-7}—10^{-4} cm/s). Cu alte cuvinte, transferul de masă, în condițiile unui po-

tențial termodinamic constant, este controlat numai de viteza de adsorbție la suprafața produsului metalic, nedepinzînd de cinetica proceselor de transfer de masă din faza gazoasă. O concluzie similară se desprinde în cazul carburării, la care temperaturile mai ridicate (900 —950°C) fac să crească valorile coeficientului β. Ținînd seamă de faptul că acesta a fost calculat la curgerea laminară a gazului, rezultă că, în condițiile reale de aplicare a tratamentelor termochimice, transferul de masă în fază gazoasă nu trebuie să limiteze procesul de saturare a suprafeței metalice, proces care decurge astfel în domeniul cinetic. O serie de factori ca : debitul de atmosferă în cuptor, tipul și gradul de etanșeitate a cuptorului, materialul muflei pot influența potențialul termodinamic al elementului de cementare. Faptul că mărimile controlate ale parametrilor fazei gazoase (p_{H_2O}, P_{CO_2}, P_{NH_3}) corespund valorilor calculelor echilibrului termodinamic și concentrațiilor de echilibru ale elementului de cementare (C, N), aceasta este o consecință a independenței condițiilor în care are loc transferul de masă de difuzie în fază gazoasă.

Transferul de atomi adsorbiți la suprafața piesei supuse cementării spre interior se desfășoară conform ecuației :

$$j_{int} = k_2^* (C_s - C_0) \qquad (5)$$

unde : j_{int} este fluxul de masă care se deplasează prin difuzie de la suprafață spre interiorul produsului ;

C_0 — concentrația inițială a elementului de cementare în materialul produsului metalic ;

k_2^* — constanta globală a vitezei proceselor de transfer de masă la interfața gaz-metal și în interiorul produsului metalic.

Mărimea acestei constante depinde de valorile constantelor vitezei de adsorbție k și difuzie D ale elementului de cementare.

Din cele expuse anterior reiese faptul că distribuția elementelor pe adîncimea de cementare este determinată de două categorii de parametri ai interacțiunii gaz-metal : parametrii termodinamici (C_{ech}, C_s) ; parametrii cinetici (k, D).

Pentru determinarea concentrației de C_{ech} corespunzătoare potențialului termodinamic al atmosferei de cementare se utilizează modelul termodinamic al procesului care, pentru cazul carburării, este prezentat în figura 1 [3], [4]. Cu ajutorul acestui model se reglează potențialul termodinamic al elementului de cementare (C_{ech}) cu ajutorul parametrilor fazei gazoase (P_{CO_2} sau T_{roud}), în funcție de compoziția inițială a atmosferei utilizate, de com-

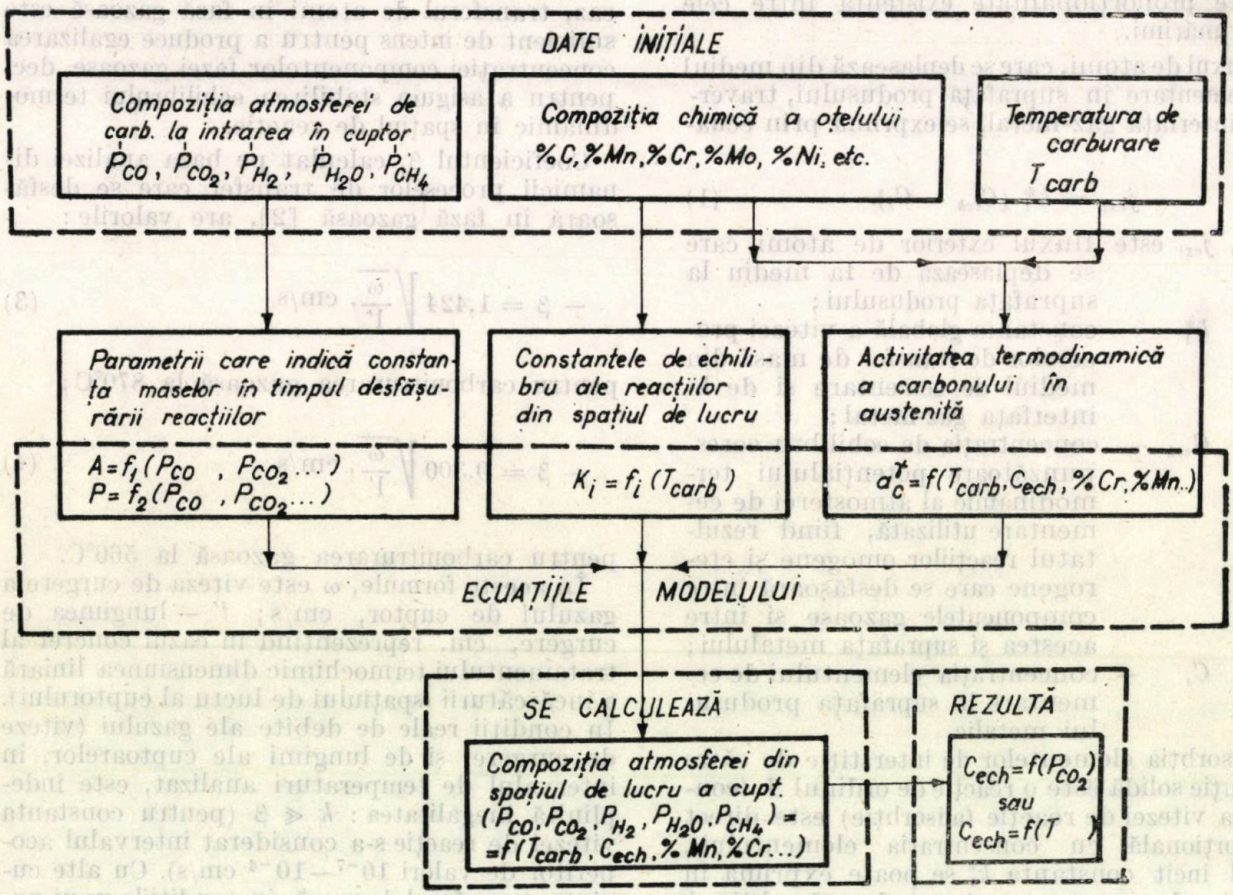


Fig. 1. Modelul termodinamic al carburării

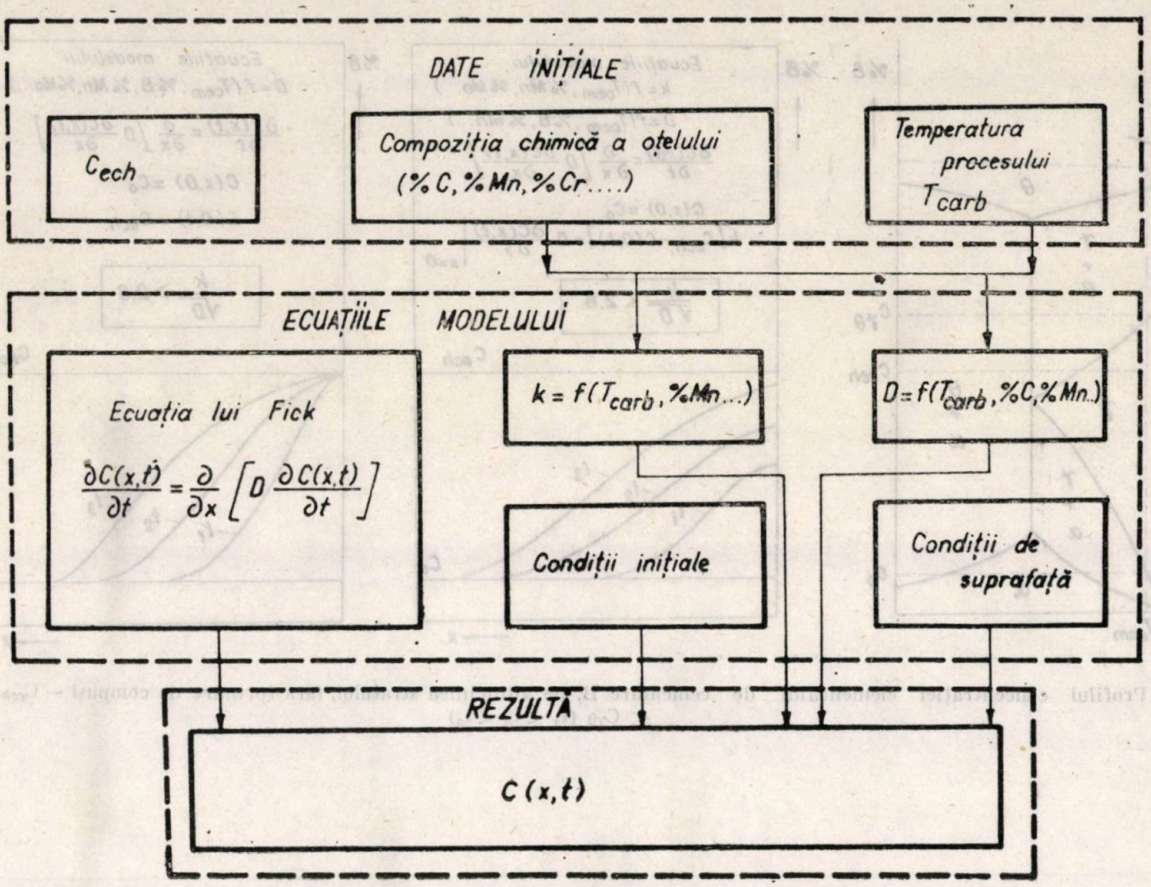


Fig. 2. Modelul cinetic al procesului de cementare

poziția chimică a oțelului și temperatura de carburare.

Distribuția elementului de cementare pe secțiunea produsului se determină cu ajutorul modelelor matematice care descriu cinetica globală a procesului. În condițiile în care cinetica proceselor în fază gazoasă nu limitează procesele de adsorbție-difuzie, modelul matematic este constituit din ecuația a doua a lui Fick, la care se adaugă condițiile inițiale și de suprafață care descriu modul în care se realizează transferul de masă la suprafața produsului. Schematic, modelul cinetic al unui proces de cementare este prezentat în figura 2.

Aspectul curbelor de distribuție a concentrației elementului de cementare pe adîncimea stratului depinde de o serie de factori, și anume :

— valorile comparative ale concentrației de echilibru corespunzătoare potențialului termodinamic, C_{ech}, și ale limitei de saturație a elementului de cementare în soluția solidă, $C_{\gamma\theta}$; astfel, dacă $C_{ech} < C_{\gamma\theta}$ (fig. 3) procesul de saturare decurge în domeniul soluției solide fără formare de compuși, ceea ce permite reglarea potențialului termodinamic, cu ajutorul soluțiilor modelului termodinamic; dacă $C_{ech} \geq C_{\gamma\theta}$, procesul de saturare are loc o dată cu formarea compusului θ (fig. 4);

— raportul dintre vitezele de absorbție k și cele de difuzie D ale elementului de cementare în soluția solidă; astfel pentru valori ale raportului k/D mai mici de 2,8 soluția analitică a modelului cinetic din figura 4, *b* este [5], [6]:

$$\frac{C(x,t) - Co}{C_{ech} - Co} = \operatorname{erfc} \frac{x}{2\sqrt{D_\gamma t}} - \left\{\exp\left[\left(\frac{k^2}{D} D_\gamma t\right) + \frac{k}{D_\gamma} x\right]\right\} \cdot \operatorname{erfc}\left(\frac{x}{2\sqrt{D_\gamma t}} + \frac{k}{D_\gamma} D_\gamma t\right) \quad (6)$$

ceea ce indică faptul că profilul concentrației elementului de cementare este influențat atît de viteza de reacție (adsorbție) la interfața gaz-metal, cît și de viteza de difuzie a elementului în soluția solidă.

Pentru valori ale raportului $k/D = 2{,}8$, soluția analitică a modelului din figura 4, *b* este următoarea [5], [6]:

$$\frac{C(x,\ t) - Co}{C_{ech} - Co} = \operatorname{erfc} \frac{x}{2\sqrt{D_\gamma t}} \quad (7)$$

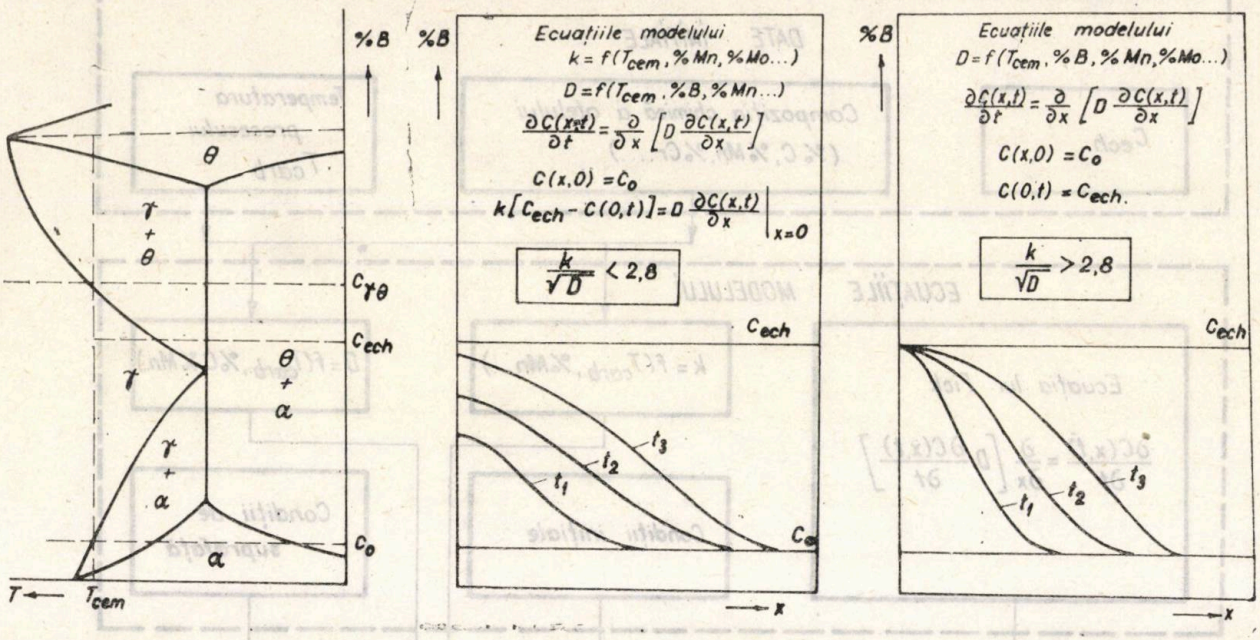


Fig. 3. Profilul concentrației elementului de cementare B, pe adîncimea stratului, fără formare de compuși — $C_{ech} < C_{\gamma\theta}$ ($t_1 < t_2 < t_3$)

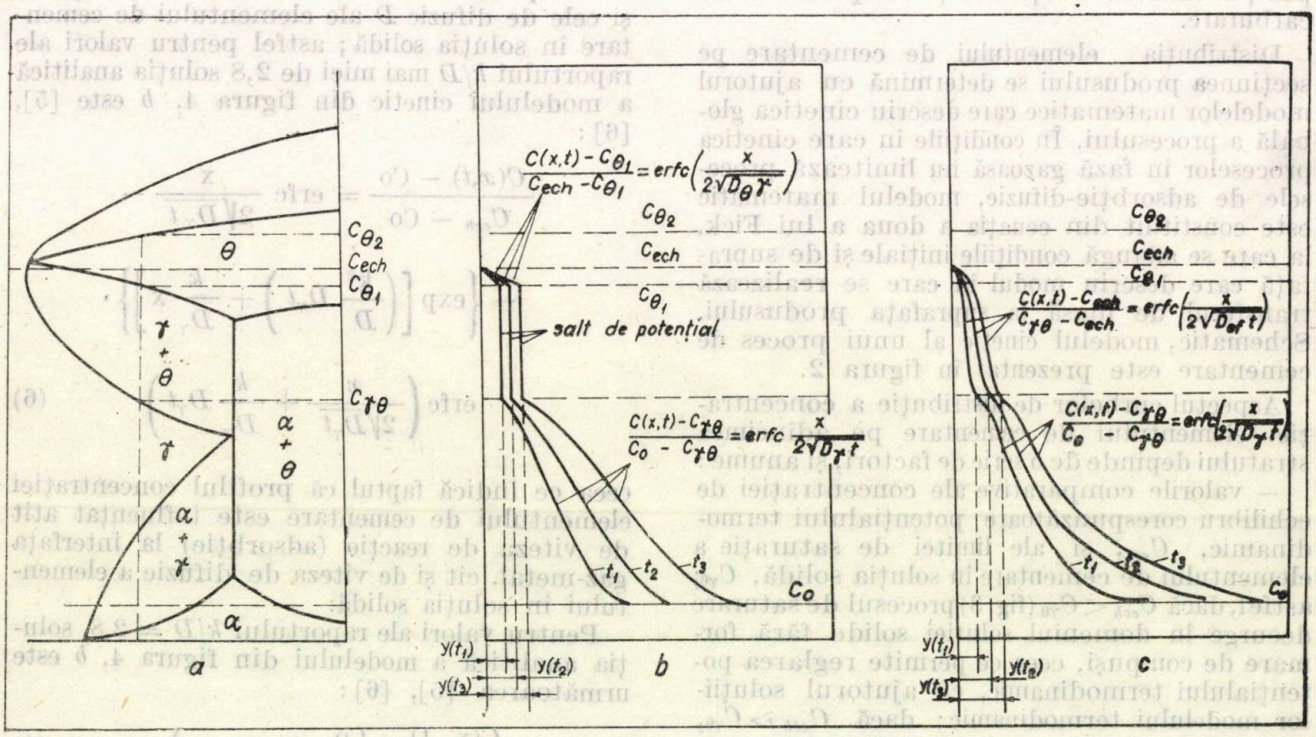


Fig. 4. Profilul concentrației elementului de cementare B, pe adîncimea stratului, o dată cu formarea de compuși: *a* — zonă compactă; *b* — zonă necompactă — $C_{ech} > C_{\gamma\theta}$ ($t_1 < t_2 < t_3$)

din care rezultă că procesul este limitat numai de difuzia elementului de cementare, în suprafață păstrîndu-se, pe toată durata procesului, o concentrație constantă $C_s = C_{ech}$;

— morfologia compusului separat din soluția solidă γ în condițiile $C_{ech} > C$ (fig. 4, *b* și *c*).

Considerațiile teoretice prezentate, a căror exactitate a fost verificată experimental, permit o serie de concluzii cu caracter general, de importanță deosebită în practica tratamentelor termice:

— intensitatea proceselor de transfer de masă în fază gazoasă, în intervalul de temperaturi și presiuni în care se desfășoară majoritatea tratamentelor termochimice, asigură realizarea echilibrului termodinamic care face posibilă conducerea proceselor respective cu ajutorul datelor furnizate de modelele termodinamice, de tipul celor prezentate în figura 1. Acest lucru este posibil numai în condițiile conducerii procesului în domeniul soluției solide. Formarea compușilor se produce în cazul cînd $C_{ech} > C_{\gamma 0}$;

— profilul concentrațiilor elementului de cementare pe adîncimea stratului, deci și grosimea stratului cementat, în condițiile conducerii procesului în domeniul soluțiilor solide γ, depinde numai de valorile potențialului termodinimic al atmosferei de cementare C_{ech}, ale constantei vitezei de adsorbție a elementului de cementare în soluția solidă γ, k și constantei vitezei de difuzie a elementului de cementare în soluția γ, D;

— în condițiile formării compușilor în timpul cementării, profilul distribuției elementului pe adîncimea stratului, exceptînd zona de compuși de dimensiuni mult inferioare zonei de difuzie, deci și grosimea stratului, depinde numai de valorile: concentrației de saturație a elementului de cementare la temperatura de desfășurare a procesului în soluția solidă γ, C și de cele ale constantei vitezei de difuzie a elementului de cementare în soluția solidă.

Numai factorii care pot influența unul sau altul din parametrii termodinamici sau cinetici pot modifica caracteristicile dimensionale ale stratului cementat.

BIBLIOGRAFIE

[1] Frank—Kamenițki, D. A. *Diffuzia i teploperedacia v himiceskoi Kinetike*. 1967, Moscova, Nauka.

[2] Florian, E. B.I.P.B. București, 1977, vol. 39, nr. 4, p. 101—105.

[3] Dulămiță, T., Florian, E., Vasile, T. Consfătuire pe teme de tratamente termice. Tg. Mureș, 20—21 aprilie, 1978, p. 124—131.

[4] Dulămiță, T., Florian, E. *Tratamente termice și termochimice*. București, E.D.P. 1982.

[5] Florian, E., Cojocaru M. București, B.I.P.B. 1978, vol. 15, nr. 4, p. 97—103.

[6] Zamiatnin, M. M. *Kinetika protesov himiko-termiceskoi obrabotka stali*. Moscova, Metallurghizdat 1969.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 6, 1989

Aglomerarea concentrațiilor fin mărunțite în strat înalt, p. 5 — Perfecționarea funcționării furnalelor cu insuflare combinată la parametri ridicați, p. 9 — Analiza elaborărilor industriale în furnal cu utilizarea eficientă a gazelor naturale la îmbogățirea cu oxigen a aerului insuflat, p. 11 — Elaborarea în furnal cu utilizarea cocsului din încărcătura pregătită termic, p. 15 — Unele probleme ale tehnologiei de punere în funcțiune a furnalelor, p. 17 — Elaborarea și asimilarea tehnologiei de economisire a resurselor la elaborarea oțelului în convertizoare, p. 21 — Perfecționarea tehnologiei de tratament termic almetalului, p. 23 — Tratamentul fontei pentru turnarea lingotierelor în afara furnalului, p. 25 — Elaborarea oțelului în convertizoare de 160 t utilizînd un procent ridicat de pînă la 40—100% deșeuri în încărcătura de metal, p. 26 — Corectarea și stabilizarea gradului de oxidare a oțelurilor necalmate și semicalmate, p. 27 — Îmbunătățirea rezistenței plăcilor turnate din fontă elaborată în cuptoare electrice cu curenți de inducție, p. 28 — Cercetarea formării deșeurilor solide de metal în oală la turnarea la temperaturi scăzute a oțelului, p. 30 — Suflarea cu argon în oală a oțelului necalmat pentru tablă, p. 31 — Căi de utilizare a deșeurilor aliate, p. 32 — Stabilirea parametrilor blumului ținînd seamă de gradul de izolație a maselotei, p. 35 — Modernizarea utilajului cuptoarelor cu vid și perfecționarea tehnologiei de fabricație a feroaliajelor tratate cu azot, p. 37 — Perfecționarea tehnologiei și modernizarea utilajului din cadrul secției degrosisoare a combinatului metalurgic Zapadno-Sibirsk, p. 39 — Asimilarea laminării profilelor în dublu T cu fețetele paralele ale tălpilor la laminorul 450, p. 40 — Elaborarea și introducerea raționalizării regimurilor de laminare a tablei foarte subțiri, p. 42 — Asimilarea unor noi poduri din oțel pentru construcții, p. 46 — Profile noi îndoite pentru agricultură, p. 48 — Asimilarea tehnologiei de prelucrare rapidă a cilindrilor de laminor pentru tablă, p. 50 — Utilizarea lichidelor emulsionate de lubrifiere-răcire la șlefuirea benzilor din oțeluri rezistente la coroziune, p. 54 — Prelucrarea deșeurilor de zincare la cald, p. 57 — Dispozitiv automat cu microprocesor și display de măsurat dimensiunile gabaritice ale secțiunii țevilor și laminatelor, p. 58 — Cercetarea regimurilor de funcționare a dornurilor laminorului continuu și elaborarea unor noi lubrifianți tehnologici, p. 61 — Trefilarea cu mai multe fire a sîrmei, p. 63 — Regim uniform de recoacere a sîrmei din oțeluri cu conținut scăzut de carbon, p. 68 — Utilizarea săpunului uzat la lubrifiere în cazul trefilării sîrmei, p. 69 — Durificarea termică a oțelului beton cu diametrul de 32 mm, p. 70 — Durificarea termică a oțelului beton în fluxul laminoarelor pentru profile ușoare, p. 73 — Oțel beton clasa AT—VII pentru bare, durificat termic pe fluxul de laminoare, p. 76 — Proprietățile mecanice ale oțelului 20 GS călit p. 80 — Calcularea parametrilor tehnologiei de fabricație a laminatelor de calitate superioară, p. 82 — Alegerea compoziției chimice optime a oțelului pentru relee, p. 85 — Declorurarea și mărunțirea oxidului de fier, p. 86 — Estimarea funcționării oțelăriei electrice cu ajutorul modelării prin imitație, p. 89 — Evidența operativă a consumului de metal cu utilizarea calculatorului electronic, p. 91 — Tendințele evoluției pieței mondiale a oțelului în anul 1988, p. 93 — Arderea calcarului cu structură cristalină mare în cuptoare de tip diferit, p. 95 — Experiența reconstrucției cuptoarelor continue, de încălzire, p. 99 — Economia de resurse energetice și de combustibil, p. 104 — Repartizarea optimă a solicitărilor între turbogeneratoarele centralelor electrice din întreprinderile metalurgice, p. 106 — Epurarea apelor reziduale industriale și a celor fluviale, p. 109.

Ing. L. Dinescu și
ing. S. Diaconescu
ICSITPSCM — București
prof. dr. ing. L. Sofroni
și ing. I. Mănescu
Institutul Politehnic București
ing. D. Smochină, ing. I. Băcanu
și ing. C. Kreyjik
ICSITPSCM — Fil. Cluj-Napoca

Cercetări privind elaborarea fontei în cubiloul fără cocs

CZ: 669.13: 621.745.552.3

Cubiloul fără cocs, care funcționează pe baza arderii unui combustibil gazos sau lichid, constituie agregatul de elaborare de perspectivă pentru turnătoriile de fontă.

Datorită avantajelor deosebite oferite de cubiloul fără cocs, necesității asimilării acestei tehnologii, autorii și-au propus ca prin această lucrare să contribuie la cunoașterea acestui nou procedeu, prezentînd rezultatele experimentale obținute.

Condițiile de experimentare

Caracteristicile cubiloului fără cocs sînt următoarele: diametrul interior: 600 mm; productivitatea: 1,5—2,5 t/h; înălțimea utilă: 2,8 mm; suprafața de schimb de căldură a recuperatorului: 81,6 m²; diametrul bilelor ceramice: 20 mm; arzătoare tip GARI 40 T: 3, buc.; consumul de gaz metan: 110—120Nm³/h; consumul de aer de combustie: 1200—1400Nm³/h; consumul de apă de răcire: 5 Nm³/h; grătarul țevii din oțel: 25×6×1380 mm: 8 buc.

Experimentările s-au efectuat la ICSITPSCM pe un cubilou fără cocs, cu gaz metan, cu aer cald obținut prin recuperarea căldurii fizice a gazelor arse cu ajutorul unui grup recuperator cu bile ceramice.

Experimentările au constat, în special, în verificarea funcționalității subansamblurilor cubiloului, urmărindu-se temperatura gazelor calde ieșite din cubilou, a aerului cald și a gazelor arse evacuate în atmosferă.

Gazele calde sînt captate deasupra gurii de încărcare a cubiloului.

Pentru alcătuirea patului refractar s-au folosit deșeuri de electrozi de grafit.

Înălțimea patului refractar a fost menținută constantă la o valoare de 300 mm, prin adăugarea în componența încărcăturii a deșeurilor de electrozi.

S-a considerat o ardere a deșeurilor de electrozi de 20 kg/t de fontă elaborată.

Încărcătura metalică a constat din fontă brută, ferosiliciu, iar ca fondant s-a folosit calcarul (2%).

Cubiloul este dotat cu toată aparatura de măsură și control necesară procesului tehnologic, temperatura fontei la jgheabul cubilcului măsurîndu-se cu termocuplul de imersie.

Rezultatele măsurătorilor sînt redate sintetic sub formă de diagrame (fig. 1 și 2).

Temperatura gazelor calde, a aerului cald și a gazelor arse, conform așteptărilor, a crescut o dată cu creșterea timpului de funcționare a cubiloului.

Viteza de creștere, însă, diferă de momentu măsurătorii.

Astfel, în perioada de încărcare a cubiloului, perioadă care a durat 70 min, temperatura gazelor calde a crescut de la 410 la 880°C, deci o creștere cu 6,7°C/min (fig. 1, *a*).

Se precizează că intervalul de timp ridicat între prima porție încărcată în cubilou și ultima a fost impus de condițiile de experimentări.

După încărcarea completă a cubiloului viteza de creștere a temperaturii gazelor calde se diminuează.

Funcționînd în aceste condiții timp de 65 min, temperatura gazelor calde a crescut de la 880 la 1 000°C, viteza de creștere fiind de 1,85°C/min.

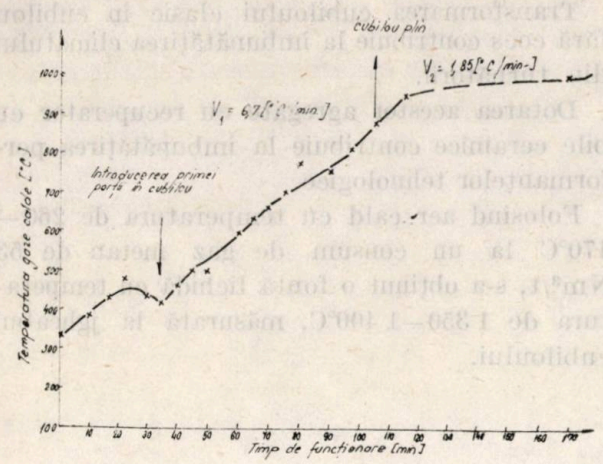
Pentru aceleași intervale de funcționare a cubiloului, temperatura aerului cald la intrare în toba de aer a crescut de la 300 la 580°C, deci cu 4,0°C/min, după care viteza de creștere a scăzut la 0,54°C/min (fig. 1,*b*).

Temperatura gazelor arse a crescut o dată cu creșterea duratei de funcționare a cubiloului acestea fiind evacuate în atmosferă la valori de 130°C (fig. 1,*c*).

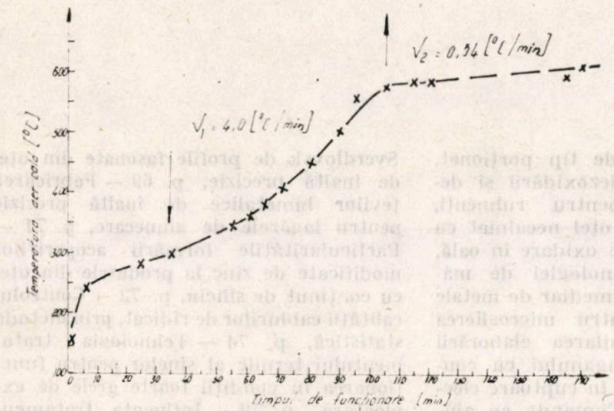
În a doua serie de experimentări s-a intensificat ritmul de introducere a încărcăturii în cubilou și s-a impus ca temperatura aerului cald necesar combustiei să nu depășească 350°C.

Din figura 2, *a*, *b* și *c* se constată același mod de variație a temperaturii gazelor calde, aerului cald și gazelor arse, ca și în figura 1 ceea ce diferă este numai viteza de creștere.

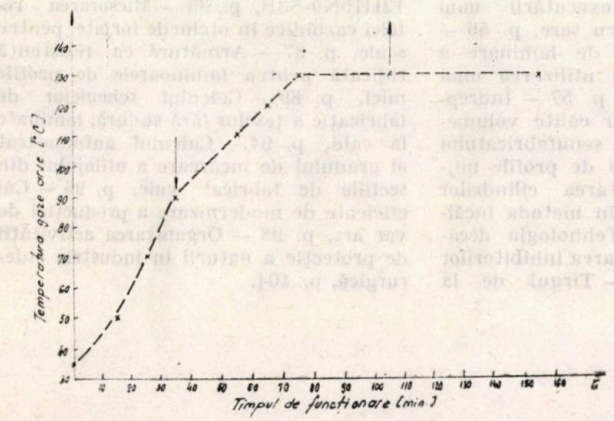
Consumul de gaz metan înregistrat pe tona de fontă elaborată a fost de 52 Nm³/t. Se menționează că acest consum s-a înregistrat în condițiile în care temperatura aerului cald de combustie a fost cuprinsă între limitele 260 și 470°C.



a

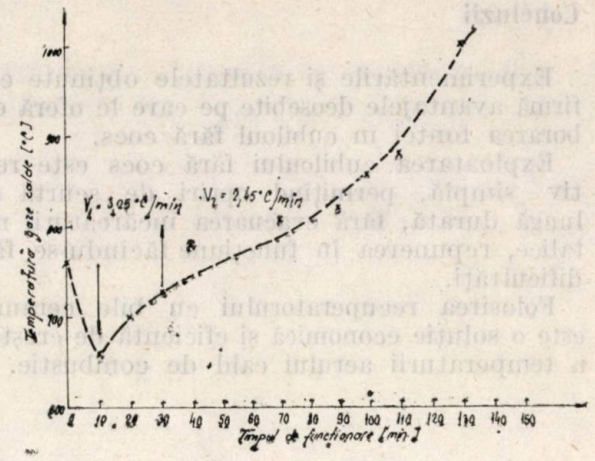


b

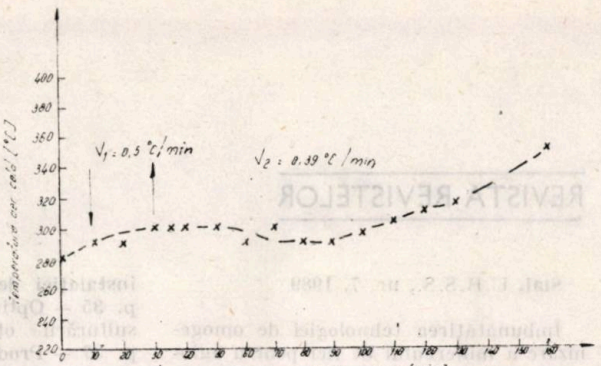


c

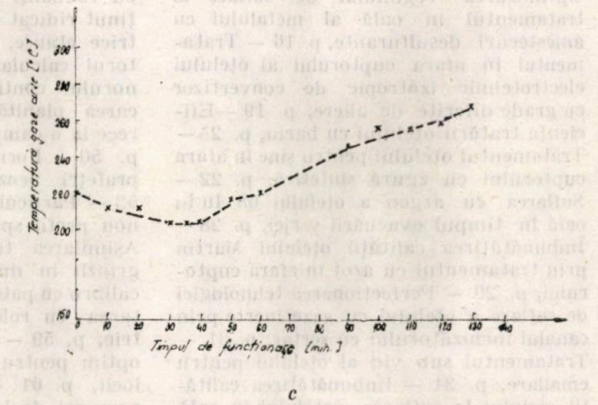
Fig. 1. Variația temperaturii gazelor calde (*a*), a aerului cald (*b*) și a gazelor arse (*c*),în cazul primei serii de experimentări



a



b



c

Fig. 2. Influența temperaturii gazelor calde (*a*), a aerului cald (*b*) și a gazelor arse (*c*),în cazul celei de-a doua serii de experimentări

Valoarea temperaturii gazelor calde din creuzetul cubiloului (sub grătar) a fost de 1 800°C.

În timpul elaborării nu s-au constatat degajări de praf în atmosferă.

Se reamintește că, la elaborarea fontei în cubilourile clasice cu productivitatea de 4—6 t/h, se degajă în medie 6 g praf/m³ gaze evacuate față de numai 0,2—0,3 g praf/m³ gaze evacuate la cubilourile fără cocs.

Concluzii

Experimentările şi rezultatele obţinute confirmă avantajele deosebite pe care le oferă elaborarea fontei în cubiloul fără cocs.

Exploatarea cubiloului fără cocs este relativ simplă, permiţînd opriri de scurtă sau lungă durată, fără evacuarea încărcăturii metalice, repunerea în funcţiune făcîndu-se fără dificultăţi.

Folosirea recuperatorului cu bile ceramice este o soluţie economică şi eficientă de creştere a temperaturii aerului cald de combustie.

Transformarea cubiloului clasic în cubilou fără cocs contribuie la îmbunătăţirea climatului din turnătorii.

Dotarea acestor agregate cu recuperator cu bile ceramice contribuie la îmbunătăţirea performanţelor tehnologice.

Folosind aer cald cu temperatura de 260—470°C la un consum de gaz metan de 53 Nm^3/t, s-a obţinut o fontă lichidă cu temperatura de 1 350—1 400°C, măsurată la jgheabul cubiloului.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 7, 1989

Îmbunătăţirea tehnologiei de omogenizare a minereului de fier pentru aglomerare, p. 5 — Căi de creştere a eficienţei la furnalele uzinei din Rustavi, p. 7 — Cercetări privind procedeul de încărcare-descărcare a buncărelor cu dispozitive de încărcare fără con de la furnale, p. 10 — Optimizarea regimului de suflare la tratamentul în oală al metalului cu amestecuri desulfurante, p. 16 — Tratamentul în afara cuptorului al oţelului electrotehnic izotropic de convertizor cu grade diferite de aliere, p. 19 — Eficienţa tratării oţelului cu bariu, p. 25 — Tratamentul oţelului pentru şine în afara cuptorului cu zgură sintetică, p. 22 — Suflarea cu argon a oţelului 08 Iu în oală în timpul evacuării şarjei, p. 28 — Îmbunătăţirea calităţii oţelului Martin prin tratamentul cu azot în afara cuptorului, p. 29 — Perfecţionarea tehnologiei de suflare a oţelului cu gaze inerte prin canalul închizătorului cu sertar, p. 31 — Tratamentul sub vid al oţelului pentru emailare, p. 31 — Îmbunătăţirea calităţii oţelului la suflarea metalului în oală prin închizătorul cu sertar, p. 32 — Influenţa insuflării argonului la vidarea oţelului asupra uzurii căptuşeli ştuţului instalaţiei de vidare de tip porţionat, p. 35 — Optimizarea dezoxidării şi desulfurării oţelului pentru rulmenţi, p. 37 — Producţia de oţel necalmat cu stabilizarea gradului de oxidare în oală, p. 39 — Siguranţa tehnologiei de mărunţire a aliajului intermediar de metale de pămînturi rare pentru microaliarea oţelului, p. 41 — Asimilarea elaborării cu fondanţi a feromanganului cu conţinut ridicat de carbon în cuptoare electrice etanşe, p. 42 — Comanda cu ajutorul calculatorului electronic a laminorului continuu 630, p. 46 — Modificarea planităţii benzilor laminate la rece la o campanie a cilindrilor de lucru, p. 50 — Formarea microgeometriei suprafeţei benzii pentru cinescoape, p. 53 — Particularităţile executării unui nou profil special pentru sere, p. 56 — Asimilarea tehnologiei de laminare a grinzii în dublu T cu utilizarea unui calibru cu patru cilindri, p. 57 — Îndreptarea cu role a şinelor călite volumetric, p. 59 — Debitarea semifabricatului optim pentru laminorul de profile mijlocii, p. 61 — Demontarea cilindrilor compuşi de laminor prin metoda încălzirii forţate, p. 64 — Tehnologia decapării oţelurilor cu utilizarea inhibitorilor de coroziune, p. 66 — Tîrgul de la Sverdlovsk de profile fasonate din oţel de înaltă precizie, p. 69 — Fabricarea ţevilor bimetalice de înaltă precizie pentru lagărele de alunecare, p. 71 — Particularităţile formării acoperirilor modificate de zinc la produsele din oţel cu conţinut de siliciu, p. 72 — Controlul calităţii cablurilor de ridicat, prin metoda statistică, p. 74 — Tehnologia tratamentului termic al şinelor pentru funcţionarea în condiţii foarte grele de exploatare, p. 79 — Influenţa tratamentului termic asupra modificărilor de formă şi calităţii buteliilor pentru gaze lichefiate, p. 82 — Durificarea termică prin deformare al ţevilor din oţel 20, p. 84 — Tehnologie nouă de tratament termic a ţevilor finite din oţelul 12H15N9-S3B, p. 85 — Micşorarea reţelei carbidice în oţelurile forjate pentru scule, p. 87 — Armătură cu rezistenţă ridicată pentru laminoarele de profile mici, p. 89 — Calculul schemelor de fabricaţie a ţevilor fără sudură, laminate la cald, p. 94 — Calculul automatizat al gradului de încărcare a utilajului din secţiile de fabricat cuie, p. 96 — Căi eficiente de modernizare a producţiei de var ars, p. 98 — Organizarea activităţii de protecţie a naturii în industria siderurgică, p. 104.

Dr. ing. I. Ripoşan
şi dr. ing. M. Chişamera
Institutul Politehnic Buc
ing. A. Mitrofan şi ing. V
I.M. Alba Iulia

Fonte cenuşii din domeniul eutectic de înaltă rezistenţă

CZ: 669.162.275.144

Este cunoscut faptul că fontele cenuşii din domeniul eutectic sînt caracterizate prin proprietăţi de turnare deosebite. Este posibilă turnarea fontei la temperaturi reduse, ceea ce limitează interacţiunea metal-formă şi, ca atare, şi formarea aderenţelor, cu efect pozitiv asupra curăţirii pieselor turnate, toate acestea însă în detrimentul caracteristicilor mecanice. La aceste fonte, rezistenţa la tracţiune nu depăşeşte de regulă 250 N/mm², la duritäţi sub 200 *HB*.

Din această cauză este necesar să se acţioneze asupra condiţiilor de solidificare atît în ceea ce priveşte structura primară (îndeosebi finisarea celulelor eutectice), cît şi structura secundară, respectiv favorizarea formării perlitei, cu grad de dispersie ridicat. Apare, deci, necesitatea asocierii unor acţiuni de modificare şi aliere în cazul fontelor cu grad de saturaţie în carbon ridicat, cum sînt şi cele din domeniul eutectic.

Pornind de la aceste considerente, a fost realizat un aliaj complex, care reuneşte elementele cu acţiune modificatoare (Ca, Al, Ti, Ba, C) cu cele cu efect de microaliere (Cr, Mn), elementele din cea de-a doua grupă avînd şi o acţiune antigrafitizantă, necesară acestei categorii de fonte (tab. 1) [1]. Compoziţia chimică a acestui aliaj complex a fost astfel stabilită încît să se realizeze un interval de topire la valori scăzute (1 200—1 300°C) şi o densitate ridicată (4,5—5,5 t/m³), condiţii necesare utilizării acestuia la tratarea fontei în oala de turnare. A fost urmărită, de asemenea, posibilitatea realizării unui echilibru, în condiţii controlate, între elementele cu acţiune grafitizantă şi antigrafitizantă.

Aliajul complex realizat a fost utilizat la modificarea fontelor cenuşii, elaborate în cubilou şi în cuptoare cu inducţie, în condiţii de laborator şi industriale, variindu-se gradul de saturaţie în carbon în limitele $S_c = 0{,}87—1{,}07$ (tab. 2).

Fontele de bază sînt caracterizate prin conţinuturi scăzute (0,11—0,14% Mn) şi mai ridicate de mangan (0,4—0,65% Mn), în unele situaţii fiind prezente şi elementele de aliere (0,2—0,3% Cr; 0,25—0,65% Cu).

Avînd în vedere gradul ridicat de sfărîmare a modificatorului complex, acesta a fost utilizat la experimentări în stări diferite: sortat, la granulaţia 3—10 mm şi sub formă de praf (sub 1 mm), precum şi nesortat.

Fontele cu temperatura de 1 370—1 420°C au fost tratate în oală cu acest aliaj complex, în proporţie de 0,5—1,0% (din cantitatea de fontă). Au fost turnate probe cu grosimea de perete variind în limitele 5—60 mm, fiind urmărite caracteristicile structurale şi cele mecanice.

Aliajul modificator realizat prezintă o capacitate bună de dizolvare în fontă în condiţiile tratării acesteia în oală, fapt evidenţiat prin creşterea conţinutului elementelor de aliere (Cr, Mn), ca şi a siliciului, elementul de bază (purtător) al modificatorului (fig. 1). Asimilarea modificatorului a fost corespunzătoare la toate stările granulometrice utilizate, cu observaţia că, în cazul în care este sub formă de praf, este posibilă creşterea pierderilor la manipulare şi asimilare.

Prezenţa în compoziţia modificatorului a elementelor cu tendinţă de formare a germenilor de grafitizare conferă acestuia o comportare general-grafitizantă (fig. 2), acoperindu-se, deci, acţiunea antigrafitizantă a unor elemente perlitizante (Mn, Cr). Trebuie să se ia în considerare faptul că în cazul fontelor elaborate în cuptorul cu inducţie, la care a fost aplicat un regim de supraîncălzire ridicat, la consumuri

Tabelul 1

Modificator complex pentru fontele cenuşii din domeniul eutectic

Compoziţia chimică, %									Granulaţia, mm	Densitatea, t/m³	Domeniul de topire, °C
Cr	Mn	Si	Ca	Al	Ti	Ba	C	Fe			
30—40	10—15	20—30	0,5—2,5	1,0—2,5	0,5—1,5	0,5—2,5	1,5—2,5	rest	1—10	4,5—5,5	1 200—1 300

Tabelul 2

Condiţiile de experimentare

Şarja	Agregatul de elaborare	Gradul de saturaţie în carbon, S_c	Consemnul de modificator)* %	Fonta	Compoziţia chimică a fontelor, %					
					[illegible] Deceau		S	Cr	Ni	Cu
A	Cubilou cu aer rece (T_m = 1 380...1 420°C)	0,87	—	A_0	3,27		0,63	0,10	0,32	0,10	0,26
			0,8 S	A_1	3,30	1,..	0,72	0,10	0,50	0,11	0,27
			0,8 N	A_2	3,38	1,72	0,71	0,11	0,67	0,14	0,18
			0,8 S	A_3	3,35	2,12	0,70	0,11	0,62	0,14	0,18
			0,8 P	A_4	3,33	1,62	0,67	0,10	0,39	0,11	0,27
B	Cuptor cu inducţie de 80 kg (T_m = 1370°C)	0,94	—	B_0	3,55	1,58	0,14	0,018	0,01	0,005	0,005
			0,5	B_1	3,60	1,70	0,20	0,017	0,16	0,01	0,005
			0,8	B_2	3,50	1,75	0,25	0,017	0,25	0,01	0,005
			1,0	B_3	3,45	1,95	0,33	0,016	0,45	0,01	0,005
C	Cuptor cu inducţie de 6,3 t (T_m = 1 380–1 420°C)	0,93	—	C_0	3,30	2,10	0,39	0,075	0,24	0,14	0,65
			0,5 N	C_1	3,20	2,29	0,47	0,077	0,40	0,14	0,65
			0,8 N	C_2	3,20	2,30	0,53	0,077	0,48	0,16	0,64
			0,8 S	C_3	3,26	2,28	0,52	0,078	0,49	0,13	0,64
			0,8 P	C_4	3,22	2,34	0,56	0,079	0,50	0,14	0,65
D	Cuptor cu inducţie de 10 kg (T_m = 1 400°C)	1,07	—	D_0	3,74	2,50	0,11	0,014	0,02	0,03	0,07
			0,5 S	D_1	3,83	2,50	0,13	0,016	0,11	0,02	0,09
			0,8 S	D_2	3,64	2,48	0,17	0,014	0,19	0,01	0,09
			1,0 S	D_3	3,73	2,50	0,20	0,014	0,46	0,01	0,16

*) Modificatorul utilizat a fost sortat la o granulaţie de 3–10 mm (S), nesortat (N) sau sub formă de praf (P); T_m = temperatura de modificare

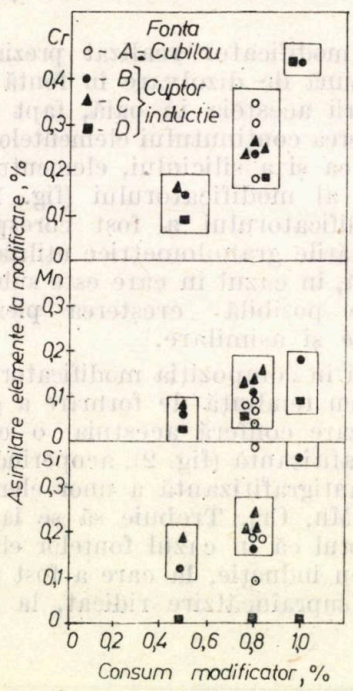


Fig. 1. Asimilarea unor elemente la tratarea în oală a fontei cu modificatorul complex

mari de modificator, acţiunea antigrafitizantă este evidentă. În astfel de situaţii, ca urmare a schimbării structurii fontei în stare lichidă, respectiv a tranziţiei de la starea de soluţie coloidală la cea de soluţie omogenă, acţiunea elementelor grafitizante este depăşită de cea a elementelor antigrafitizante. În cazul fontelor produse în cubilou, la care starea de soluţie coloidală este mai accentuată, acţiunea grafitizantă a modificatorului se păstrează şi la cantităţi mai mari ale acestuia, inclusiv la un grad de saturaţie în carbon mai scăzut.

Caracteristicile celulelor eutectice, component principal al structurii primare a fontelor, sînt,

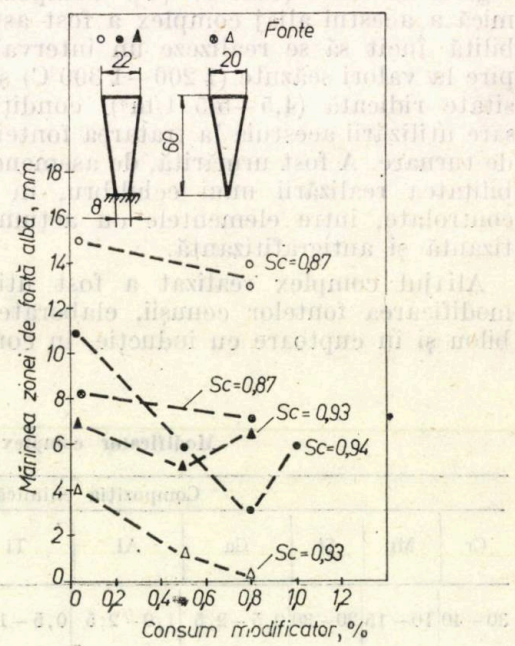
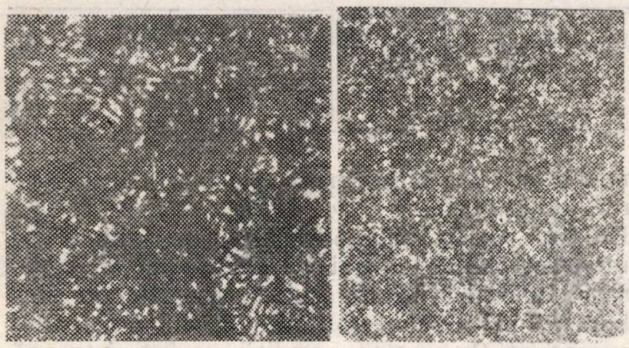


Fig. 2. Tendinţa de albire a fontelor

de asemenea, influențate de modificator (fig. 3 și 4). Se remarcă atît creșterea accentuată a numărului de celule eutectice pe unitatea de suprafață (în medie cu 50—60%), cît și micșorarea diametrului acestora, o dată cu creșterea cantității de modificator.



a *b*

Fig. 3. Aspectul celulelor eutectice în cazul fontelor cenușii cu $S_c = 0{,}94$; *a* — nemodificate; *b* — 0,5% modificator

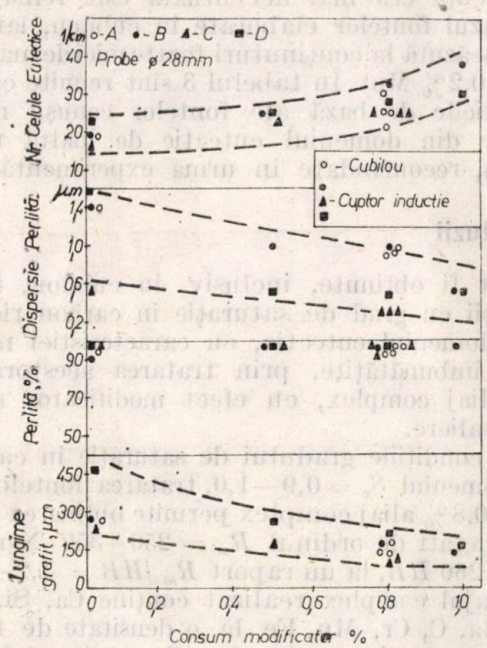


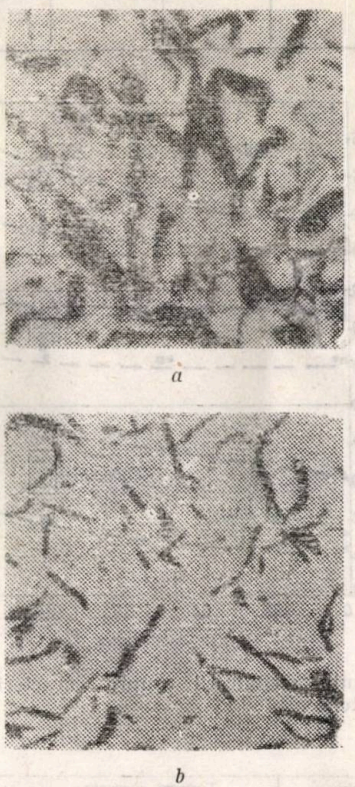
Fig. 4. Influența modificatorului asupra caracteristicilor tructurale ale fontelor

În aceste condiții, se micșorează și dimensiunile separărilor de grafit (fig. 4 și 5).

Schimbări importante se înregistrează și în ceea ce privește forma și repartizarea grafitului, atît în cazul elaborării în cubilou, cît și în cuptorul cu inducție. Astfel, sînt eliminate formele dezavantajoase de grafit, precum cel lamelar grosolan, rozetă, în cuiburi, stea etc., fiind favorizată formarea grafitului lamelar tip A (Gr 1—STAS 6905-85).

Masa metalică de bază a fontelor este predominant perlitică (peste 90%), gradul de dispersie a acesteia fiind sensibil mărit sub acțiunea tratării fontei cu aliajul complex (fig. 4 și 5).

Fontele netratate conțin, de regulă, perlită grosolană (distanța interlamelară peste 1,4 µm), în timp ce fontele supuse modificării sînt caracterizate printr-o masă metalică perlitică cu distanța interlamelară 0,5—1,2 µm (predominant sub 0,8 µm).



a

b

Fig. 5. Structura fontelor de cubilou ($S_c = 0{,}87$); *a* — nemodificate; *b* —0,8% modificator (neatacat)

Dependența structurii fontelor față de grosimea de perete a probelor, respectiv față de viteza de răcire, este diminuată în cazul modificării. Astfel, domeniul de încadrare a lungimii lamelelor de grafit scade de la peste 300 µm la valori sub 200 µm, sub acțiunea modificării, la variația grosimii de perete în limitele 5—60 mm. O situație similară este constatată și în ceea ce privește gradul de dispersie a perlitei. Rezultă că, în cazul fontelor cenușii cu grad de saturație în carbon ridicat, utilizarea aliajelor complexe, cu acțiune modificatoare și de microaliere, poate constitui un mijloc eficace pentru a micșora dependența față de viteza de răcire, respectiv posibilitatea turnării pieselor cu complexitate ridicată.

Caracteristicile mecanice obținute sînt în concordanță cu schimbările structurale produse (fig. 6).

În condițiile în care duritatea fontelor este afectată doar în mică măsură, rezistența cu-

Tabelul 3

Caracteristicile fontelor cenușii din domeniul eutectic modificate

Compoziția chimică inițială, %							Regimul termic, °C		Consumul de modificator, %	*Rm*, N/mm²	*HB*
C	Si	Mn	P	S	Sc	CE	T_s	T_m			
3,4—3,6	1,5—1,7	0,8—1,0	max. 0,1	max. 0,07	0,9—1,0	3,9—4,2	1 400—1 450	1 360—1 390	0,5—0,8	250—350	180—260
										Rm/HB = 1,2—1,8	

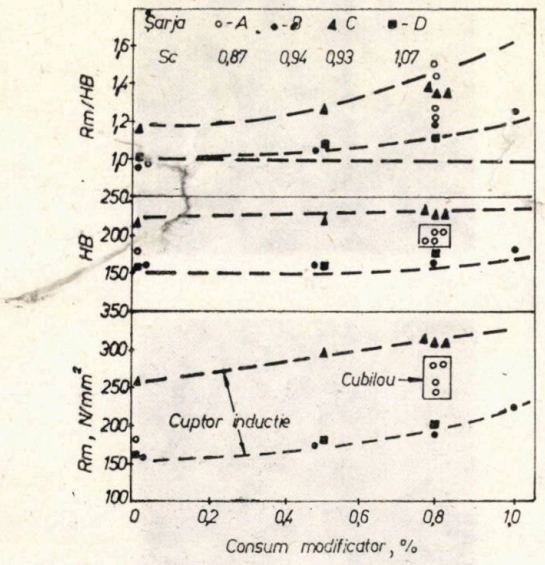


Fig. 6. Influența modificării asupra caracteristicilor mecanice ale fontelor

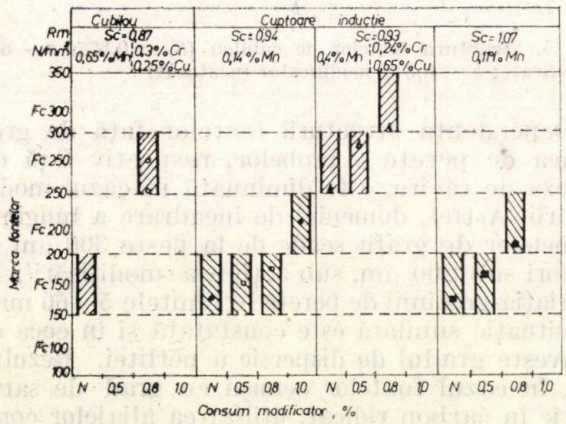


Fig. 7. Încadrarea fontelor obținute în mărcile de fontă cenușie (N-fonte nemodificate)

noaște creșteri importante, astfel încît raportul rezistență/duritate se mărește cu 10—30%. Efectul pozitiv al modificării este evident pe întreaga gamă de variație a gradului de saturație în carbon și la ambele agregate de elaborare, în cazul cubiloului fiind, însă, mai accentuat. În aceste condiții, se înregistrează salturi importante în ceea ce privește marca fontelor obținute (fig. 7) în toate cazurile rezistența fontei crescînd cu cel puțin o marcă. Influența cea mai accentuată este remarcată în cazul fontelor elaborate în cubilou, iar cea mai scăzută la conținuturi foarte mici de mangan (sub 0,2% Mn). În tabelul 3 sînt reunite caracteristicile de bază ale fontelor cenușii modificate din domeniul eutectic de înaltă rezistență, recomandate în urma experimentărilor.

Concluzii

Pot fi obținute, inclusiv în cubilou, fonte cenușii cu grad de saturație în carbon ridicat din domeniul eutectic, cu caracteristici mecanice îmbunătățite, prin tratarea acestora cu un aliaj complex, cu efect modificator și de microaliere.

În condițiile gradului de saturație în carbon în domeniul $S_c = 0{,}9—1{,}0$, tratarea fontelor cu 0,5—0,8% aliaj complex permite obținerea unor proprietăți de ordinul $R_m = 250—350$ N/mm², 180—260 *HB*, la un raport $R_m/HB = 1{,}2—1{,}8$.

Aliajul complex realizat conține Ca, Si, Al, Ti, Ba, C, Cr, Mn, Fe la o densitate de 4,5—5,5 t/m³ și temperatura de topire 1 200—1 300°C.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ripoșan, I., Chișamera, M., Mitrofan, A., Decean, P., Roșu, N. *Procedeu de obținere a fontelor cenușii cu grad de saturație în carbon ridicat, de înaltă rezistență.* Brevet R.S.R, nr. 94.510 din 26.XI.1987.

Studii și cercetări asupra posibilităților de mărire a fiabilității pistoanelor motoarelor navale

Dr. ing. I. Mitelea,
dr. ing. M. Truşculescu şi fiz. M. Liţă
Institutul Politehnic „Traian Vuia"
Timişoara
ing. I. Radu
Intreprinderea Constructoare
de Maşini Reşiţa

CZ : 620.1.018 : 621.432

Metoda de cercetare

Capetele de piston ale motoarelor navale se execută din oţelul aliat de îmbunătăţire 34 MoCrNi15X. Acestea, în urma tratamentului termic secundar de călire martensitică volumică+revenire înaltă, se supun unei căliri superficiale prin curenţi de inducţie în zona flancurilor canalelor pentru segmenţi, urmată de o revenire joasă la 180—200°C, apoi de o cromare dură, o recoacere pentru detensionare şi o rectificare de finisare.

Stratul de crom are o grosime de ordinul sutelor de microni, asigurînd o rezistenţă mare la uzură şi la coroziune electrochimică. Pe lîngă prezenţa porilor în stratul de suprafaţă mai apare o reţea de crăpături fine, datorate formării şi descompunerii în timpul electrolizei a hidrurilor de crom, proces care este însoţit de o contracţie cu cca 15%,ca urmare a trecerii de la reţeaua cristalină a hidrurii (hexagonală) la cea a cromului (cubică cu volum centrat).

La unele capete de piston, după operaţiile finale de prelucrare, s-a constatat apariţia unor macro- şi microfisuri, orientate dinspre zona cromată către baza flancului canalului.

Rezultate experimentale

Încercările de duritate cu microsarcini s-au efectuat în conformitate cu prevederile STAS 7057—78, imprecizia determinărilor fiind de ±3%. Schema de amplasare a urmelor de duritate este prezentată în figura 1, iar rezultatele obţinute sînt prezentate în figura 2.

Din analiza acestora se desprind următoarele observaţii :

— în funcţie de direcţia de investigare, valorile de duritate ale stratului cromat variază între limite foarte largi : $HV_{0,05} = 549$ şi 965 daN/mm²;

— în stratul călit superficial prin inducţie şi, ulterior, supus revenirii joase, apar valori de duritate relativ omogene, $HV_{0,05} = 450—520$ daN/mm², dar ceva mai mici decît cele posibil de obţinut la această marcă de oţel;

— miezul piesei se caracterizează prin durităţi de valori mai mici, $HV_{0,05} = 262—283$ daN/mm², corespunzătoare tratamentului termic de îmbunătăţire.

Investigaţiile microstructurale efectuate la microscopul optic au vizat punerea în evidenţă a naturii constituenţilor structurali pe secţiunea transversală a piesei, a formei şi distribuţiei fisurilor şi a eventualelor defecte de material sau de prelucrare mecanică, termică şi chimică. În figurile 3 şi 4 sînt prezentate cîteva microstructuri din zonele caracteristice ale secţiunii, care reliefează următoarele aspecte :

— prezenţa unor fisuri în stratul cromat dur, declanşate în zonele cu porozitate mare şi care se propagă şi în stratul călit prin inducţie (fig. 3, *a*);

— apariţia unor fisuri numai în stratul călit prin inducţie care se iniţiază în acesta şi nu în zona cromată (fig. 3, *b*);

— existenţa punctelor de coroziune în porţiunile fisurate care atestă că este vorba de o coroziune tensofisurantă (fig. 3, *c*);

— la unele probe, microstructura stratului călit superficial prin inducţie este constituită din martensită de revenire+troostită de revenire+austenită reziduală (fig. 3, *b*), iar la altele este constituită din troostită+martensită de revenire+mici cantităţi de ferită liberă (fig.3 , *a*);

— miezul piesei are o structură alcătuită din ferită aciculară+carburi (fig. 3, *d*), tipică pentru tratamentul termic de îmbunătăţire.

Cercetările efectuate la microsonda electronică au urmărit punerea în evidenţă a eventualelor defecte pe limita de separaţie strat cromat — strat călit, a posibilei prezenţe a cromului în porţiunea fisurată, ca urmare a pătrunderii soluţiei folosite la cromare, precum şi modul de propagare a fisurilor.

Rezultatele obţinute sînt redate în figura 4, atestînd următoarele :

— inexistenţa defectelor de continuitate în zona de tranziţie strat cromat-strat călit (fig. 4, *a* şi *b*);

— inexistenţa cromului în porţiunea fisurată (fig. 4, *b*), fapt care demonstrează că apariţia fisurilor s-a produs după operaţia de cromare dură;

— forma fisurilor denotă că ele au fost generate de existenţa unor tensiuni interne de valori ridicate (fig. 4, *c* şi *d*).

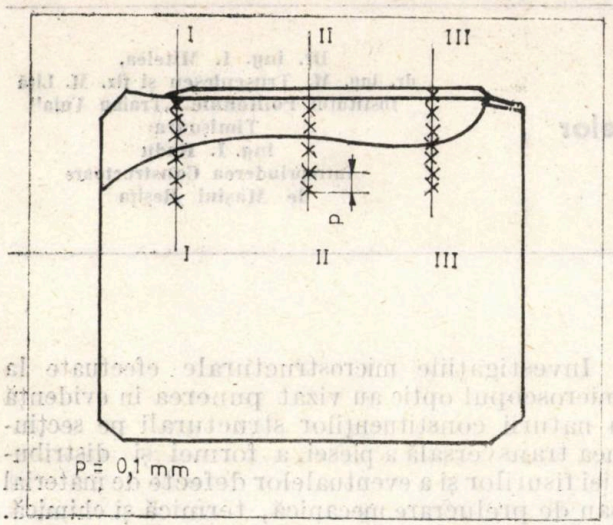


Fig. 1. Ampiasarea normelor de duritate

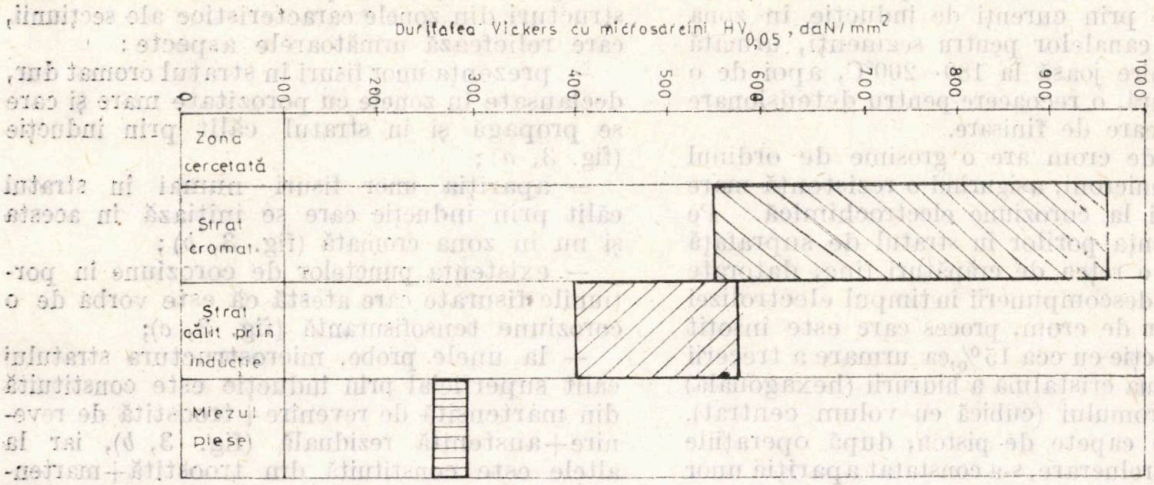


Fig. 2. Distribuția durității Vickers cu microsarcini pe secțiunea capului de piston

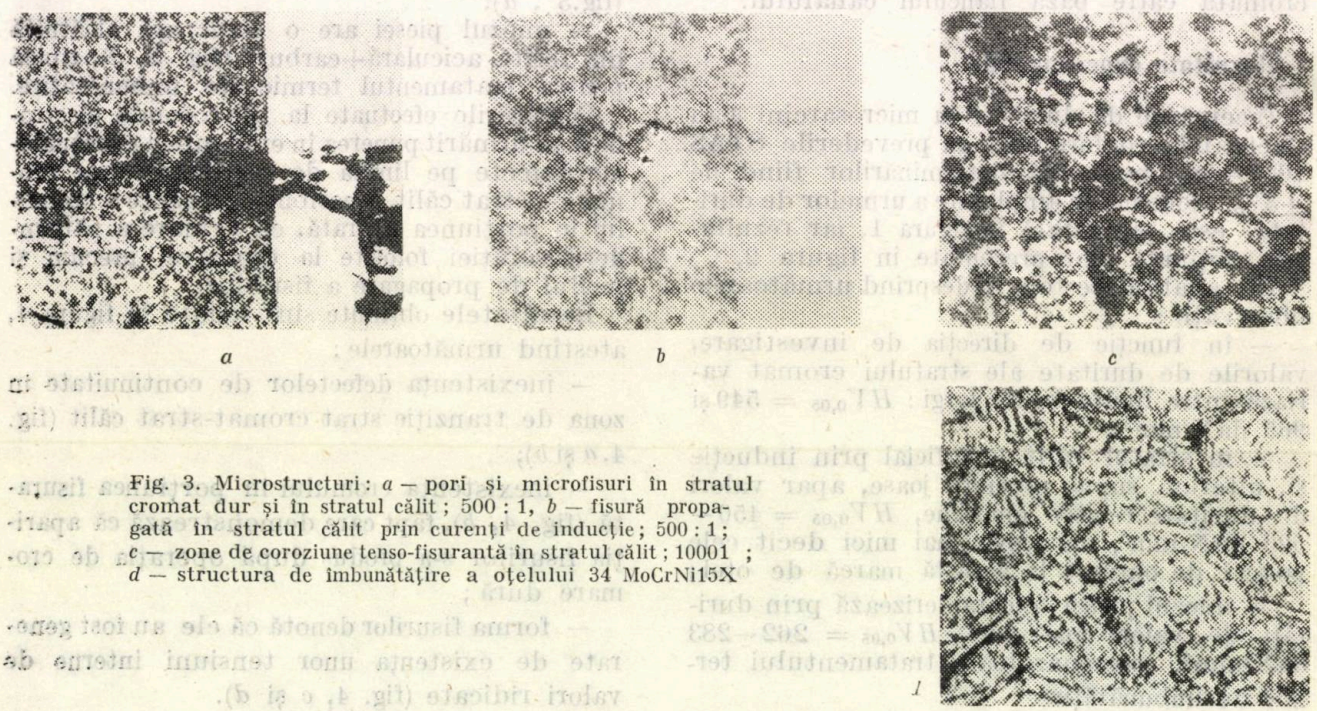
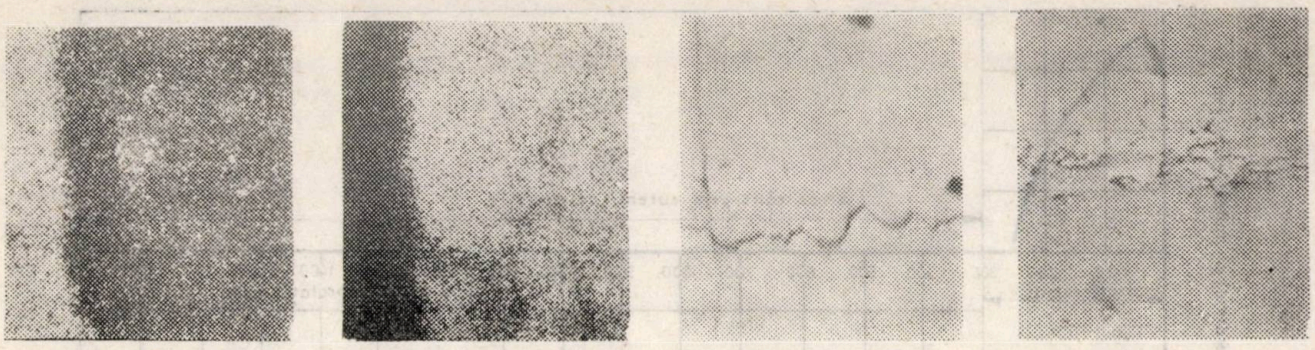


Fig. 3. Microstructuri: *a* — pori și microfisuri în stratul cromat dur și în stratul călit; 500 : 1, *b* — fisură propagată în stratul călit prin curenți de inducție; 500 : 1; *c* — zone de coroziune tenso-fisurantă în stratul călit; 10001; *d* — structura de îmbunătățire a oțelului 34 MoCrNi15X



a *b* *c* *d*

Fig. 4: *a* — repartiţia cromului; 250 : 1; b — repartiţia fierului; 250 : 1; *c* — propagarea unei fisuri în stratul cromat şi călit; 250 : 1; *d* — reţea de microfisuri în stratul călit prin inducţie; 250 : 1

Tensiunile interne de ordinul II, care apar în urma deformării microscopice a fiecărui cristal, au fost determinate prin metoda röntgenostructurală. Ele provoacă o lărgire a liniei de difracţie şi variază de la un grăunte cristalin la altul. Măsurătorile efectuate au vizat evoluţia acestor tensiuni atît pe grosimea stratului de crom cît şi pe grosimea celui călit prin inducţie.

Apariţia tensiunilor interne de ordinul al II-lea în urma deformării reţelei cristaline duce la o variaţie relativă a parametrului de reţea $\frac{\Delta a}{a}$. Conform legii lui Hooke, tensiunea σ este proporţională cu $\frac{\Delta a}{a}$: $\sigma = (-)\frac{\Delta a}{a}\frac{E}{\nu}$ (1)

unde:

E este modulul de elasticitate longitudinal;

ν — coeficientul lui Poisson;

semnul minus se ia în cazul unor tensiuni de compresiune.

Pentru calculul variaţiei relative a parametrului de reţea $\frac{\Delta a}{a}$ s-a folosit următoarea relaţie [4]:

$$\frac{\Delta a}{a} = \frac{\sqrt{B^2 - B_a^2}}{4\alpha A \operatorname{tg}\theta} \cos^2 2\theta \qquad (2)$$

în care:

B_0 este semilărgimea liniei probei etalon;

B — semilărgimea liniei probei cercetate;

A — distanţa dintre probă şi contor;

α — raportul dintre viteza hîrtiei şi cea a contorului de înregistrare;

θ — unghiul de reflexie Brägg pentru linia de defracţie considerată.

Introducînd relaţia (1) în (2) se obţine expresia de calcul al tensiunilor interne:

$$\sigma = -\frac{\sqrt{B^2 - B_0^2}}{4\alpha A \operatorname{tg}\theta} \cos^2 2\theta \frac{E}{\nu} \qquad (3)$$

Experimentările au fost efectuate pe un difractometru DRON 3, folosind radiaţia de cupru ($\lambda = 1{,}542$ Å) cu filtru de Ni pentru radiaţia satelit β. Înregistrarea radiaţiei difractate s-a făcut cu un contor cu scintilaţie. Avîndu-se în vedere geometria experienţei, în relaţia (3) de calcul al tensiunilor interne numai semilărgimile B şi B_0 variază de la o probă la alta, celelalte mărimi dînd o constantă k. Deci, relaţia (3) devine:

$$\sigma = -k\sqrt{B^2 - B_0^2},\ \mathrm{N/m\ m^2} \qquad (4)$$

Semilărgimea B reprezintă jumătatea raportului dintre intensitatea integrală a liniei de difracţie şi intensitatea ei maximă, ambele mărimi fiind accesibile măsurării experimentale.

La stratul de crom difracţia radiaţiei s-a efectuat pe planul (110) care, pentru radiaţia de cupru, reflectă sub un unghi Brägg $\theta = 22{,}183°$. Drept probă etalon s-a luat o placă de crom electrolitic cu grad de puritate foarte ridicat.

La stratul călit prin curenţi de inducţie, difracţia s-a efectuat pe planul martensitic (110), care, pentru radiaţia de cupru, reflectă sub un unghi $\theta = 22{,}432°$.

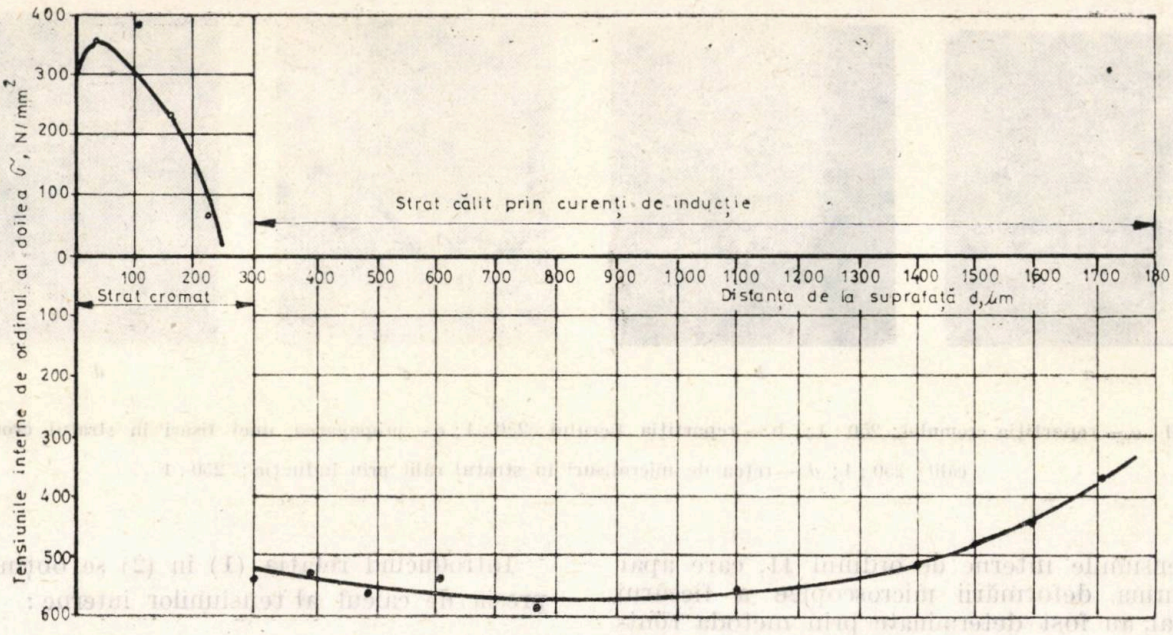


Fig. 5. Diagrama tensiunilor interne de ordinul al doilea în capul de piston

În figura 5 se prezintă distribuţia tensiunilor interne pe secţiunea transversală a capului de piston, din care se desprind următoarele aspecte:

— existenţa unor tensiuni de întindere în stratul cromat şi de compresiune în stratul călit prin inducţie;

— valori maxime de cca 350 N/mm² ale tensiunilor de întindere şi de 580 N/mm² ale tensiunilor de compresiune;

— o repartiţie relativ uniformă a tensiunilor interne pe grosimea stratului călit.

Pentru micşorarea stării de tensiuni interne şi, deci, pentru evitarea riscului de fisurare a capetelor de piston, a fost aplicat un tratament termic de revenire înaltă după cel de normalizare. Se ştie că oţelul 340MoCrNi15X este autocălibil şi, deci, în urma răcirii în aer din domeniul austenitic, suferă cel puţin parţial o transformare bainitică sau martensitică pe o grosime relativ mare din piesă, fapt care induce tensiuni interne de valori ridicate.

Efectuarea revenirii înalte provoacă descompunerea constituenţilor în afară de echilibru, obţinîndu-se un amestec de ferită+carburi şi, implicit, reducîndu-se nivelul tensiunilor interne.

Pe de altă parte, cunoscînd că operaţia de acoperire galvanică este însoţită de creşterea cantităţii de hidrogen inclus în material, s-a procedat la ridicarea temperaturii de recoacere pentru detensionare după cromarea dură la cca 230°C cu o durată de menţinere de 5h. În acest fel, s-au favorizat o dehidrogenare mai avansată a produsului şi o reducere a tendinţei spre fisurare.

Concluzii

Fisurarea unor capete de piston ale motoarelor navale este o consecinţă a cumulului de tensiuni interne induse prin operaţiile tehnologice de prelucrare la cald şi la rece.

Intercalarea unui tratament termic de revenire înaltă după tratamentul preliminar de normalizare, precum şi optimizarea regimului de detensionare după operaţia de cromare dură provoacă o reducere a stării de tensiuni interne şi o micşorare a riscului de fisurare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Brostow, W. *Einstieg in die moderne Werkstoffwissenschaft.* München, Carl Hanser Verlag, 1984.

[2] Jäniche, W., Dahl, W. *Werkstoffkunde.* Vol. 1–2, Düsseldorf, Verlag Stahl und Eisen, 1985.

[3] Lahtin, Iu, Rahstadt, A. G. *Termicsekaia-obrabotka v maşinostroenii.* Maşinostroenie, Moscova, 1980.

Dr. chim. E. Cohn și ing. O. Vasilescu
ICSITPSCM

Contribuții la îmbunătățirea calității acoperirilor refractare a miezurilor și formelor utilizate în turnătorii

CZ :621.746.01:666.76

Din totalul de vopsele refractare produse pentru protecția miezurilor și formelor folosite la turnarea pieselor din oțel, peste 85% revine vopselelor refractare pe bază de solvent organic (tab. 1).

Această orientare corespunde necesităților de reducere a consumurilor energetice în turnătorii.

Tabelul 1

Tipurile de vopsele refractare în solvent organic

Materialul refractar	Agentul de suspensie	Liantul	Solventul
Termocorindon Electrocorindon Cuarțită Magnezită Alumină	bentone alcool polivinilic	novolac bachelită romfen	toluen alcooli inferiori
50—70%	0,3—1,5%	0,5—4%	22—27%

Utilizarea toluenului ca mediu de suspensie ridică probleme de protecția muncii, acest solvent necesitînd controale asupra compoziției sîngelui. Autoflamarea stratului de vopsea nu este indicată, iar uscarea cu flacără este dependentă de operator.

Aplicarea în straturi groase duce la exfolieri sau crăpături, acest lucru determinînd domeniul de folosire eficientă a vopselelor (mai ales cînd componentul refractor este diferit de zirconiu).

Proprietățile vopselelor refractare înregistrate în tabelul 2 reprezintă o indicație indirectă importantă asupra faptului că vopseaua refractară poate atinge scopul propus.

Densitatea și viscozitatea vopselei sînt caracteristici importante, deoarece influențează penetrarea și grosimea stratului de vopsea (fig. 1), cantitatea de agent de suspensie și raportul ponderal refractar/diluant.

Diagrama din figura 1 relevă necesitatea aplicării primului strat de vopsea la o viscozitate exprimată prin timpul de scurgere prin cupa DIN Ø 4 mm de 14—17 s, iar următoarele straturi — la o viscozitate a vopselei de peste 18 secunde.

Stabilitatea suspensiei este legată de cantitatea de agent de suspensie și de dimensiunea particulelor refractare; de obicei, în formula vopselei se face un compromis între cantitatea de agent de suspensie și granulația refractarului.

Cercetările au dus la realizarea unei vopsele pulbere care elimină problemele pe care le ridică transportul și depozitarea pastelor refractare, creîndu-se o compoziție pulverulentă care să poată fi adusă în suspensie în momentul folosirii.

Aplicarea unor vopsele care se pot usca prin aprinderea solventului din stratul de vopsea simplifică tehnologia de vopsire, duce la reducerea consumului de energie din turnătorii și la creșterea productivității muncii.

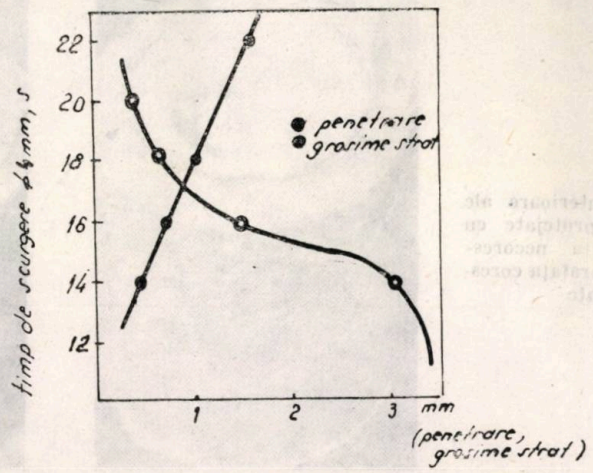
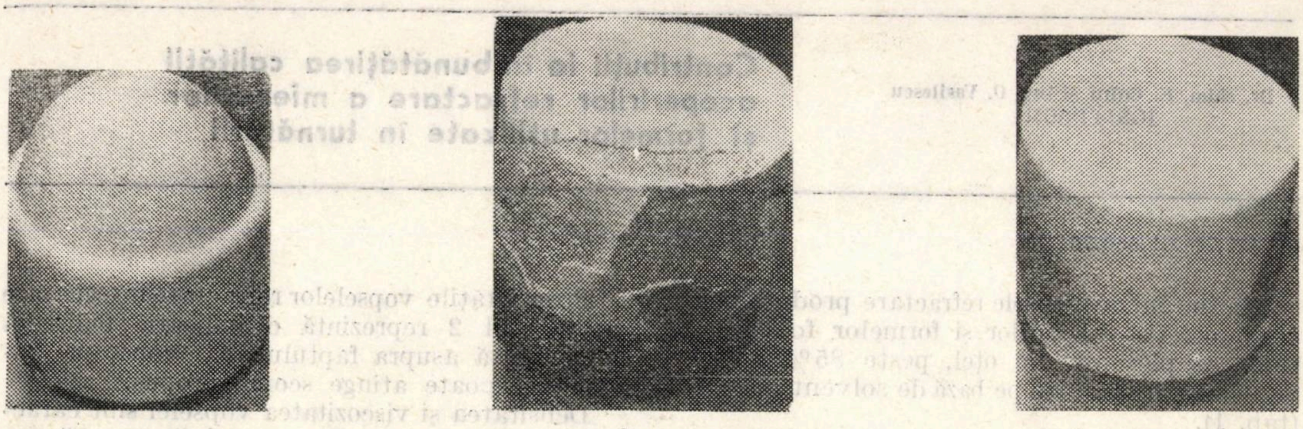
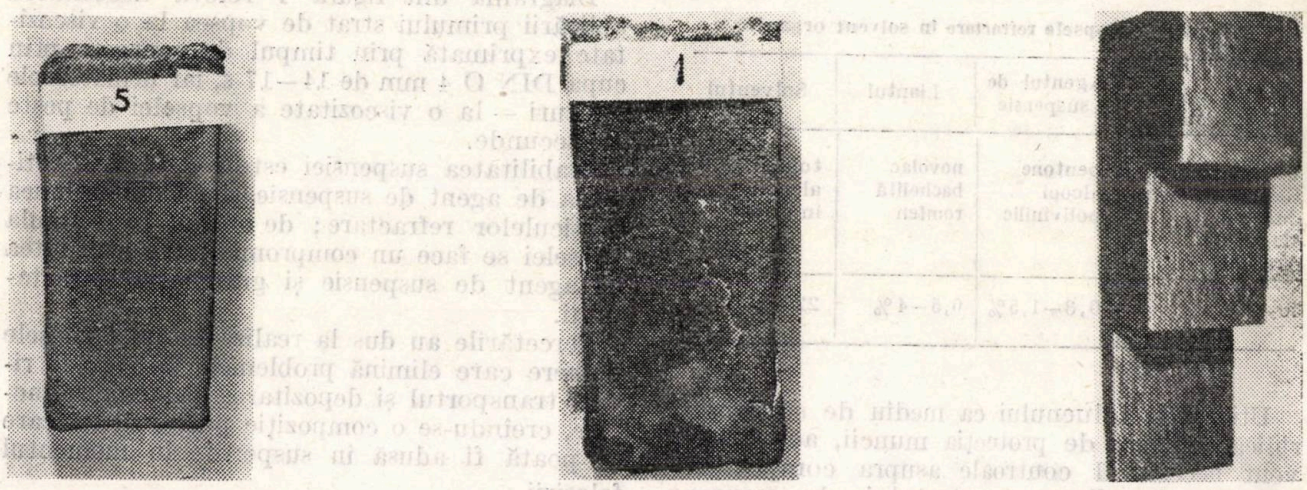


Fig. 1. Relația dintre viscozitatea vopselei, penetrare și grosimea stratului



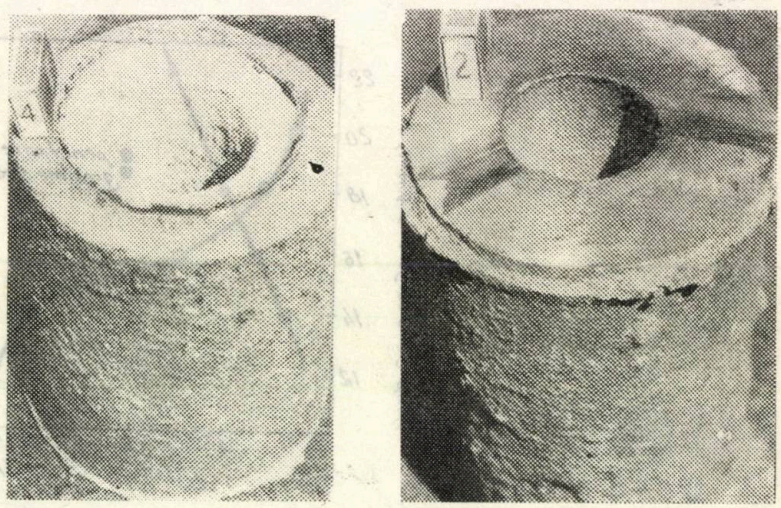
a *b* *c*

Fig. 2. Aspectul peliculei de vopsea refractară: a — peliculă corespunzătoare după uscarea prin flamare; *b* — peliculă deteriorată la şocul termic (fisurarea şi exfolierea peliculei); *c* — peliculă corespunzătoare (compactă) după şocul termic



a *b* *c*

Fig. 3. Aspectul suprafeţei probelor turnate: *a* — suprafaţa corespunzătoare pentru grosimea de perete a piesei de 40 mm; *b* — suprafaţă necorespunzătoare pentru grosimea de perete a piesei de 40 mm; *c* — suprafaţa corespunzătoare pentru grosimea peretelui piesei de: 50; 150; 200 mm



a *b*

Fig. 4. Aspectul suprafeţelor interioare ale pieselor turnate cu miezuri protejate cu vopselc refractare: *a* — suprafaţa necorespunzătoare, cu aderenţe; *b* — suprafaţa corespunzătoare, fără aderenţe

Tabelul 2

Proprietăţile vopselelor refractare pentru oţel

Caracteristicile	Valoarea
Consistenţa, g/cm³	10—14
Densitatea, g/cm³	1,5—2,1
Viscozitatea, cupa DIN Φ 4 mm	16—25
Stabilitatea 7 h, %	min. 85
Comportarea la uscare	fără fisuri
Rezistenţa la frecare uscată, cicluri	min. 100
Comportarea la şoc termic, 500°C	fără fisuri
Aderenţa la suport, cls.	1—2
Duritatea Persoz, s	45
Grosimea stratului, mm	min. 0,075
Diluantul, %: apă	min. 22
alcool	min. 22
toluen	min. 22
Pierderile de calcinare	nenormat
Rezistenţa la penetrare	—„—
Refractaritatea, °C	min 1600.

Pentru a se atinge acest scop, s-a selecţionat un liant din clasa derivaţilor de celuloză modificaţi şi un agent de dispersie tip naftalin sulfonat, care permit aplicarea unor straturi relativ groase de vopsea care pot fi uscate prin flamare fără a se produce deteriorarea continuităţii stratului de protecţie refractară (fig. 2, *a*). Altfel, eficacitatea vopselei în momentul umplerii formei cu metal este diminuată (fig. 3, *b*).

Temperatura atinsă la flamarea stratului de vopsea nu trebuie să distrugă stratul superficial al formei.

După ce vopseaua refractară realizează condiţiile de densitate : viscozitate, stabilitate, comportare la uscare, rezistenţă la frecare uscată, obligatorii dar nu suficiente pentru a garanta calitatea metalurgică, este necesar ca stratul de protecţie să fie supus încercărilor la temperatură.

Se selecţionează acele reţete la care stratul de protecţie nu fisurează la şocul termic (1 000°C) (fig. 3, *a*, *c*).

Observarea diagramelor de fază (refractare SiO_2) demonstrează că un refractar poate fi utilizat pentru protecţia formelor şi miezurilor fără pericolul de a se forma compuşi fuzibili între stratul refractar şi formă (SiO_2).

În cazul zirconiului, aceşti compuşi pot apărea începînd cu 1 775°C (fig. 5), confirmîndu-se în practică refractaritatea deosebită a produsului; oxizii de aluminiu au, de asemenea, o refractaritate ridicată (fig. 6).

Noul tip de vopsea refractară pentru turnarea pieselor din oţel corespunde testărilor la proba de turnare paralelipipedică, cu grosimea de perete de 40 mm (fig. 3, *a*), proba treaptă cu grosimea de perete $h1 = 200$ mm, $h2 = 150$ mm, $h3 = 50$ mm (fig. 3, *c*).

Pentru folosirea în industrie, s-a ales vopseaua refrctară care a corespuns la proba de penetrare (fig. 4, *b*, bucşă din oţel carbon, cu diametrul interior de 50 mm şi diametrul exterior de 350 mm, cu miez protejat refractar, forma din nisip cuarţos nevopsită).

Vopseaua refractară conţine un complex de materiale care îi conferă o tensiune superficială redusă, o bună capacitate de fixare pe miezuri şi forme, fluiditate, curgere şi o aderenţă puternică rezistentă la presiunea metalostatică.

Vopseaua poate fi preparată atît pentru autouscare prin flamarea solventului din vopsea, cît şi sub formă de vopsea apoasă.

Calitatea acestei vopsele permite înlocuirea, în majoritatea cazurilor, a vopselelor pe bază de zirconiu (6002), fiind superioară vopselelor pentru oţel pe bază de alfa alumină.

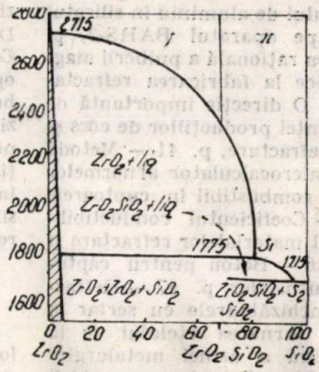


Fig. 5 Sistemul $ZrO_2 — SiO_2$

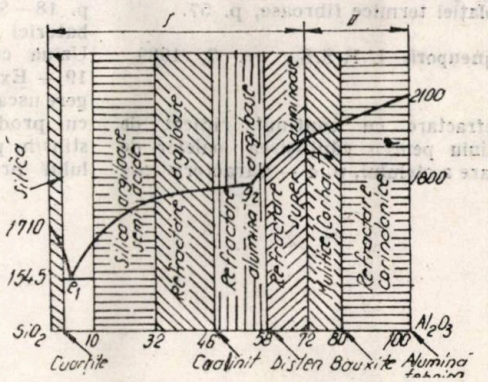


Fig. 6. Sistemul $Al_2O_3 — SiO_2$

Noul tip de vopsea refractară pentru oţel pe bază de refractare corindonice, care a suportat tratamente de termostabilizare, asigură o protecţie corespunzătoare formelor şi miezurilor utilizate la piese de complexitate şi cu pereţi groşi, turnate din oţel.

REVISTA REVISTELOR

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 6, 1989

Fluajul mortarului de silica pentru cuptoarele de cocserie, p. 1 — Suspensii liante ceramice cu concentraţie ridicată. Procedee de mărunţire umedă, p. 6 — Granularea materialelor oxidice sub formă de praf, p. 10 — Compoziţii oxidice sinterizate cu conţinut de crom, p. 13 — Beton refractar pe bază de liant cu conţinut de crom, p. 16 — Ceramică de Al_2O_3—ZrO_2 din pulberi obţinute prin metoda solidificării rapide din topitură, p. 19 — Cercetarea mulitului obţinut prin topire în cuptoare solare, p. 23 — Higroscopicitatea acoperirilor de silicat de aluminiu cu topituri de Sn, Pb, Ge, p. 26 — Cercetări privind transferul de componente metalice ale oxizilor refractari din căptuşeală în oţelul lichid la menţinerea în vid, p. 27 — Transformarea fazică în oxidul de scandiu policristalin, p. 29 — Stabilirea ponderii masice a oxidului de aluminiu în silicatul de aluminiu pe aparatul BARS-3, p. 32 — Utilizarea raţională a pulberii magnezitice caustice la fabricarea refractarelor, p. 33 — O direcţie importantă de mărire a eficienţei producţiilor de cocs şi de materiale refractare, p. 41 — Metodă de calcul pe microcalculator al normelor de consum de combustibil în cuptoarele tunel, p. 43 — Coeficientul conductibilităţii termice al materialelor refractare şi ceramice, p. 46 — Beton pentru căptuşirea cuvelor furnalelor, p. 47 — Refractare pentru închizătoarele cu sertar la oalele pentru turnarea oţelului de la oţelăria electrică a uzinei metalurgice Bielorusia, p. 51 — Cauzele comportării instabile a refractarelor în zona metalului din instalaţia de vidare de tip porţionat, p. 55 — Fixarea cu clei refractar a izolaţiei termice fibroase, p. 57.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 7, 1989

Refractare cu conţinut ridicat de aluminiu pentru căptuşirea oalelor de turnare a oţelului, p. 4 — Caracteristicile de deformare ale refractarelor carborundice şi de şamotă, p. 8 — Proprietăţile fizico-chimice ale soluţiilor solide în sistemul ZrO_2 — Y_2O_3 — Yb_2O_3 — Sc_2O_3, p. 13 — Reglarea proprietăţilor mecanice şi de structură ale suspensiilor de alumină prin compoziţia mediului de dispersie, p. 16 — Perfecţionarea compoziţiei refractarelor corindonice, p. 20 — Coacerea ceramicii în sistemele $MoSi_2$ — — Y_2O_3 şi $MoSi_2$ — SiC, p. 21 — Interacţiunea carburii de bor cu bisiliciură de molibden, p. 26 — Aprecierea cu ajutorul ultrasunetelor a rezistenţei termice a refractarelor, p. 29 — Aprecierea unor proprietăţi ale amestecurilor de argilă şi grafit cu ajutorul plastometrului, p. 33 — Posibilităţile de îmbogăţire a pulberilor topite din periclaz, p. 36 — Beton din corindon pentru executarea blocurilor de arzătoare, p. 40 — Pulberi termoizolatoare din bioxid de zirconiu monoclinal, p. 43 — Executarea cărămizilor refractare pe presa hidraulică DO535A cu forţa de 3,15 MN, p. 45 — Condiţiile necesare pentru conducerea optimă a sistemelor cu parametri distributivi, p. 47 — Uscarea şi prima încălzire a celei de-a 72-a cameră de cuptor pentru prăjirea anozilor, p. 51 — Direcţiile principale ale îmbunătăţirii refractarelor pentru turnarea oţelului prin sifon, p. 55 — Realizări în tehnologia refractarelor, p. 60.

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 7, 1989

Estimarea componentelor încărcăturilor de cărbune cu ajutorul parametrilor spectrali-IK, p. 11 — Perfecţionarea construcţiei cuptoarelor de cocsificare, p. 16 — Soluţii tehnice noi de consolidare a fundaţiei bateriei de cocsificare, p. 18— Soluţii tehnice noi în proiectul bateriei de cocsificare nr. 9 bis de la Uzina cocsochimică Kommunarsk, p. 19 — Exploatarea instalaţiilor de stingere uscată a cocsului în baterii cu camere cu productivitatea de 70 t de cocs stins/h, p. 21 — Particularităţile controlului procesului de încălzire la noile baterii de cocsificare, p. 23 — Tratamentul termic al gudronului sub presiune, p. 28 — Căi de economisire a metalului în dispozitivele de construcţie, p. 35 — Direcţiile de bază ale îmbunătăţirii construcţiilor maşinilor de cosificare şi a utilajelor de cocsificare, p. 37 — Maşini pentru deservirea bateriilor de cocsificare cu camere cu volumul de 51 m^3, p. 39 — Perfecţionarea construcţiei şi a utilajului de la instalaţiile de stingere uscată a cocsului, p. 42 — Dispozitiv automatizat de acţionare la mecanismele de deplasare ale maşinilor de încărcat cărbuni cu utilizarea reostatelor cu curenţi de inducţie, p. 43 — Stabilizarea presiunii gazelor directe de cocserie în colectoarele de gaze ale bateriilor de cocsificare, p. 45 — Perspectivele creşterii productivităţii muncii şi reducerii ponderii muncii manuale în industria cocsochimică prin introducerea mijloacelor de mecanizare şi automatizare, p. 53 — Protecţia bazinelor cu apă la proiectarea întreprinderilor cocsochimice, p. 55 — Căi de reducere a emanaţiilor rezultate de la funcţionarea bateriilor de cocsficare şi a instalaţiilor de stingere uscată şi umedă a cocsului, p. 57 — Reducerea poluării mediului ambiant în industria cocsochimică, p. 59.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 7, 1989

Probleme ale granulării zgurei de furnal la Combinatul metalurgic Novo-Lipeţk, p. 30 — Elaborarea oţelului cu separarea zgurei de cuptor, p. 31 — Utilizarea raţională a dezoxidanţilor şi a elementelor de aliere în cuptoarele electrice cu arc, p. 32 — Fabricarea şinelor de cale ferată din semifabricatele turnate continuu, p. 33 — Fabricarea ţevilor sudate electric fără bavură interioară, p. 34 — Optimizarea regimului de recoacere a tablelor din oţel O8Iu în cuptoare clopot cu secţiune dreptunghiulară, p. 35 — Recuperarea emanaţiilor de bioxid de carbon, p. 42.

INDEXUL ARTICOLELOR APĂRUTE ÎN ANUL 1989

METALURGIE EXTRACTIVĂ

— Contribuţii la studiul permeabilităţii la gaze a încărcăturii din furnal
— Produse dolomitice legate cu smoală cu adaos de grafit
— Posibilităţi de utilizare industrială a produselor secundare din industria cocsochimică
— Consideraţii cu privire la folosirea arzătoarelor autorecuperative la uscarea oalelor de turnare
— Consideraţii privind conducerea procesului de decarburare în vid a oţelurilor inoxidabile
— Blocarea piloţilor în camerele de cocsificare
— Consideraţii privind influenţa utilizării aglomeratului cu un conţinut ridicat de oxid de magneziu asupra indicatorilor tehnico-economici ai producţiei de fontă
— Realizări şi perspective privind fabricarea şi utilizarea materialelor refractare pentru căptuşirea cuptoarelor cu inducţie
— Utilizarea smoalei din gudronul de huilă ca aditiv al şarjei de cărbune pentru cocs
— Consideraţii privind determinarea conţinutului critic de carbon la elaborarea oţelurilor inoxidabile prin tratament în vid
— Obţinerea de produse refractare termoizolatoare cu densităţi 1,3—1,4 g/cm^3, prin metoda presării semiuscate
— Cercetări privind îmbunătăţirea calităţii cilindrilor de laminare cu crustă dură şi structură indefinită, turnaţi în sistem duplex, utilizaţi pe caja finisoare la laminarea benzilor la cald
— Aspecte termodinamice şi tehnologice la elaborarea oţelurilor în cuptorul electric cu arc
— Unele interdependenţe între regimul termic şi regimul gazodinamic la cuptoarele tunel pentru fabricarea produselor refractare
— Valoarea indicelui de materii volatile, parametru de rang al cărbunelui
— Aspecte privind funcţionarea cuptoarelor electrice cu arc dotate cu panouri răcite cu apă
— Importanţa zonei de uscare în structura agregatelor tunel pentru fabricarea produselor magneziene
— Consideraţii asupra producerii feroaliajelor complexe pe bază de elemente active
— Contribuţii la optimizarea procesului de decarburare în vid a oţelurilor inoxidabile
— Consideraţii teoretice şi experimentale asupra utilizării pieselor refractare pentru insuflarea de gaze inerte în metalurgia secundară
— Consideraţii privind posibilităţile de obţinere a unor mase ceramice în sistemul binar Al—B cu aplicaţii în electronică
— Experimentări industriale privind forjarea lingourilor cave din oţel
— Refractare din sintere simultane pentru tratarea oţelurilor în afara cuptorului
— Experimentări industriale privind trunarea lingourilor cave
— Căptuşeli refractare dolomitice pentru agregatele VAD, VOD
— Degazarea prin stocare în aer a huilelor folosite în şarjele de cocsificare
— Căi de reducere a consumului de piese de schimb în siderurgie
— Influenţa conţinutului de cenuşă al cărbunilor asupra randamentului şi calităţii cocsului
— Avantajele elaborării oţelurilor în convertizor cu insuflare combinată

PRELUCRĂRI METALURGICE

— Cercetări privind mecanismul prin care microalierea cu bor şi titan influenţează călibilitatea unor oţeluri de îmbunătăţire
— Studiul echilibrului termodinamic în sistemul $NH_3—H_2—N_2—Fe$
— Cercetări privind eliminarea avansată a impurităţilor la rafinarea termică a cuprului
— Fabricarea ţevilor din oţeluri inoxidabile pentru temperaturi criogenice
— Consideraţii cu privire la unele aliaje antifricţiune pentru cuzineţi
— Tendinţe noi în fabricaţia benzilor din oţel silicios cu grăunţi orientaţi
— Oţeluri aliate economic pentru construcţia de maşini
— Determinarea elementelor tehnologice pentru reducerea la cald a ţevilor cu pereţi groşi pe laminoare reducătoare alungitoare cu trei valţuri pe cajă
— Optimizarea repartizării reducerilor pe cajele laminoarelor reductoare-alungitoare
— Noi materiale pe bază de aluminiu cu grafit cu proprietăţi speciale destinate industriei electrotehnice
— Cercetări privind obţinerea unor materiale compozite din pulberi acoperite
— Tendinţe noi în fabricaţia benzilor din oţel silicios cu grăunţi orientaţi
— Cercetări privind promovarea oţelurilor româneşti slab aliate Cr—Mo—V la construcţii sudate de mare răspundere
— Cercetări privind solubilizarea acidă în autoclava sub presiune de oxigen a concentratelor complexe
— Cercetări privind cinetica şi transferul de masă la tratarea în vid a aliajelor lichide Al—Mg şi Al—Zn de mare puritate
— Cercetări privind desulfurarea fontelor de turnătorie
— Cercetări privind desulfurarea fontelor de turnătorie
— Obţinerea straturilor de difuzie prin metalizare cu crom şi vanadiu a fierului Armco şi calculul coeficienţilor de difuzie
— Mecanismul formării pulberii din aliaje pe bază de nichel în procesul de pulverizare din faza lichidă cu argon
— Formarea liniei spectrale în analiza de raze x— aplicaţii în spectrometria de fluorescenţă de raze x
— Tranziţia activ-pasiv a nichelului în soluţii acide de sulfat
— Cercetări experimentale privind procesele de oxidare avansată şi vaporizare a unor impurităţi la rafinarea termică a cuprului
— Utilizarea analizei cu microcsopul electronic la studierea morfologiei martensitei în oţelurile de înaltă rezistenţă din clasa Cr—Mo—B—V—Ni
— Studiul echilibrului soluţiilor pe bază de nichel
— Contribuţii la stabilirea factorilor metalurgici de influenţă asupra unor proprietăţi fizice în sîrmele din aliaj CuMn3
— Tendinţe şi perspective în dezvoltarea ştiinţei materialelor
— Realizări noi şi perspective în recuperarea unor metale deficitare din deşeuri şi valorificarea lor superioară prin elaborarea în materiale speciale
— Consideraţii asupra relaxării structurilor metalice prin deplasarea dislocaţiilor
— Efectul tratamentelor termice ante şi postsudare asupra proprietăţilor mecanie ale îmbinărilor sudate realizate din bronzul CuAl9Fe5Ni4Mn1
— Obţinerea de straturi protectoare prin difuzia elementelor tranziţionale Cr, V, Ti şi Mn în Fe şi calculul coeficienţilor de interdifuzie la 1 100°C
— Materiale metalice de puritate ridicată pe bază de aluminiu, obţinute prin tratare complexă în stare lichidă
— Compoziţia chimică şi structura fontelor albe înalt aliate, destinate fabricării pieselor supuse uzării

— Tehnologia de încărcare prin sudare cu două benzi din oțel inoxidabil G 52/28
— Cercetări privind utilizarea oțelurilor slab aliate Cr—Mo—V la construcții sudate
— Îmbunătățirea prin netezire a parametrilor funcționali ai pieselor utilizate în siderurgie
— Temperatura de 345°C — punct critic în desfășurarea unor fenomene fizice și în variația proprietăților fierului și aliajelor sale
— Aliaje complexe cu conținut de calciu, utilizate la tratarea oțelurilor
— Utilizarea modelării matematice asistate de calculator în tehnologia tratamentelor termice aplicate oțelurilor de înaltă rezistență, microaliate
— Aspecte privind caracteristicile tehnologice ale unor amestecuri de pulberi „gata de presare" din amestecuri WC—Co
— Contribuții la studiul solubilității oxigenului în aliajele binare lichide
— Parametrii termodinamici ai procesului de dizolvare a bariului la elaborarea feroaliajelor care conțin elemente active
— Considerații privind termodinamica reacțiilor care au loc la tratarea prin injecție a oțelurilor
— Comportarea la coroziune a oțelurilor inoxidabile
— Oțel slab aliat Cr—Mo destinat echipamentelor de foraj-extracție pentru medii corosive cu H_2S și CO_2 la temperaturi coborîte (—60°C)
— Deformabilitatea la cald a unui oțel microaliat pentru construcții metalice
— Considerații geometrice referitoare la deformarea corpurilor cilindrice tubulare
— Studiu prin simulare, pe model real, al funcționării sistemului de conducere cu caclulatorul electronic a procesului de elaborare a oțelului în cuptorul electric cu arc
— Efectul gradului de întindere asupra caracteristicilor mecanice ale aliajelor de aluminiu
— Cercetarea comportării la coroziune în mediu puternic oxidant a unui oțel inoxidabil austenitic
— Metoda de purificare de ionii de zinc a soluțiilor acide complexe destinate valorificării prin electroliză
— Considerații geometrice referitoare la deformarea corpurilor cilindrice tubulare
— Posibilități de ridicare a eficienței utilajelor pentru recuperarea căldurii din gazele de ardere
— Cercetări privind dependența dintre proporția de bor solubil și călibilitatea oțelurilor de îmbunătățire cu cca 0,4% C și conținut scăzut în Cr, Ni, Mo

Turnătorie

— Cercetări privind influența prelungirii canalului de distribuție asupra reținerii incluziunilor în rețele de turnare
— Piese mari din fontă cu grafit nodular fără grafit degenerat și cu caracteristici mecanice ridicate
— Turnarea sub presiune în matrițe vidate
— Considerații privind realizarea prin turnare centrifugală a tuburilor din oțel inoxidabil cu aplicații în domeniul componentelor CNE
— Considerații privind influența structurii asupra comportării la uzare a materialelor metalice
— Studii și cercetări experimentale asupra procesului de aliere superficială la piese turnate din oțel
— Cercetări privind mărirea fiabilității cilindrilor din fontă pentru laminoare
— Cercetări privind îmbunătățirea caracteristicilor fontelor albe înalt aliate cu crom și molibden
— Caracteristici structurale și mecanice ale îmbinărilor sudate din oțeluri placate cu aliaje de nichel
— Modificarea fontelor albe și pestrițe destinate turnării cilindrilor de laminor
— Încercări privind scurtarea duratei recoacerii de feritizare a fontei cu grafit nodular perlitice
— Comportarea la coroziune a unor fonte nodulare în medii de acizi minerali
— Reglarea procesului de preparare-formare cu amestec pe bază de silicat de sodiu prin autoîntărire cu esteri lichizi
— Folosirea dezoxidanților modificatori la elaborarea oțelurilor carbon și slab aliate turnate în piese și lingouri
— Studiul posibilității de utilizare a argilelor bentonitice de Darabani—Mitoc ca liant de turnătorie
— Compoziția chimică și structura fontelor albe înalt aliate, destinate fabricării pieselor supuse uzării
— Tehnologia de încărcare prin sudare cu două benzi din oțel inoxidabil G 52/28
— Îmbunătățirea calității amestecurilor de formare pe bază de bentonită
— Cercetări privind dirijarea procesului de solidificare în nodurile termice ale pieselor turnate din oțel prin utilizarea microrăcitorilor
— Eficiența și condițiile de utilizare a carburii de siliciu metalurgice la elaborarea fontelor de turnătorie
— Posibilități de studiu prin simulare matematică a fluxurilor tehnologice din industria metalurgică
— Folosirea microrăcitorilor la turnarea continuă a oțelului
— Unele considerente privind posibilitățile de utilizare a fontei cu grafit nodular aliate cu cupru pentru executarea matrițelor de forjat piese pe prese mecanice și hidraulice
— Dirijarea reacției de asimilare a magneziului în fontă prin depresurizarea stratului de modificator granular
— Încercarea la șoc termic a fontelor cenușii destinate executării colectoarelor de gaze
— Fontele cu structură bainitică — un potențial înlocuitor al bronzurilor
— Cercetări privind elaborarea fontei în cubiloul fără cocs
— Fonte cenușii din domeniul eutectic de înaltă rezistență
— Studii și cercetări asupra posibilităților de mărire a fragilității pistoanelor motoarelor navale
— Contribuții la îmbunătățirea calității acoperirilor refractare a miezurilor și formelor utilizate în turnătorii

INDEX ALFABETIC PE AUTORI 1989

A

Albăstroiu, P. : nr. 12, p. 563
Alim, Leila : nr. 6, p. 282
Albiţă, Gh. : nr. 3, p. 154 ; nr. 8, p. 397
Andrei, Gh. : nr. 7, p. 326
Ancuţ, R. : nr. 5, p. 219 ; nr. 6, p. 267
Angelescu, N. : nr. 3, p. 119
Anghelina, D. : nr. 1, p. 27 ; nr. 3, 129 ; nr. 6, p. 273
Apa, L. : nr. 10, 477
Axinte, Elena : nr. 3, p. 149

B

Badea, F. : nr. 5, p. 242
Badea, Teodora : nr. 5, p. 242 ; nr. 10, p. 492
Baiu, D. : nr. 6, p. 267
Baroncea, E. : nr. 2, p. 90
Băcanu, L. : nr. 5, p. 253 ; nr. 12, p. 588
Bălăceanu, Anca : nr. 6, p. 340
Bălescu, C. : nr. 4, p. 201 ; nr. 10, p. 485
Berceanu, E. : nr. 4, p. 171 ; nr. 5, p. 226
Bicsak, E. : nr. 5, p. 235
Biro, G. : nr. 8, p. 385
Bîrşan, D. : nr. 2, p. 67
Boiangiu, C. : nr. 6, p. 267
Bojin, D. : nr. 2, p. 75
Borşan, Al. : nr. 5, p. 251
Bozocea, Eugenia : nr. 5, p.253
Brabie, V. : nr. 4, p. 201 ; nr. 6, p. 287 ; nr. 10, p. 485
Bratu, J. : nr. 5, 251
Brînzan, A. : nr. 8, p. 390
Brîndeu, L. : nr. 8, p. 373
Brînzoi, V. : nr. 5, p. 242
Budău, V. : nr. 8, p. 376
Bugeag, Elena : nr. 2, p. 90
Burtan, N. : nr. 4, p. 165

C

Cândea, S. : nr. 7, p. 315
Călăraşu, S. : nr. 8, p. 404
Călin, Mariana : nr. 2, p. 75
Cătuneanu, Nicoleta : nr. 2, p. 90
Chişamera, M., : nr. 11, p. 544 ; nr. 12 591
Cioacă, I. : nr. 1, p. 25
Cioacă, P. : nr. 9, p. 234
Ciocan, Anişoara : nr. 2, p. 61 ; nr. 6, p. 270 ; nr. 9, p. 345
Ciocan, N. : nr. 6, p. 270 ; nr. 9, p. 345 ; nr. 10, p. 489
Ciucă, Vasilica : nr. 7, p. 326
Cohn, E. : nr. 3, p. 146 ; nr. 12, p. 599
Co˙ocaru, M. : nr. 1, p. 40
Colan, H. : nr. 8, p. 390
Collin, G., : nr. 1, p. 15 ; nr. 3, p. 117
Constantinescu, I. : nr. 4, p. 191
Constantinescu, Manea, Maria : nr. 10, p. 493
Constantinescu, R. : nr. 12, p.
Coşmeleaţă, Georgeta : nr. 1, p. 33 ; nr. 12, p. 579
Covali, N. : nr. 5, p. 219 ; nr. 6, p. 267
Cristea, Lidia : nr. 3, p. 134 nr. 3, p. 179 ; nr. 6, p. 287 ; nr. 8, p. 385
Cristescu, Elena ; nr. 3, p. 136

D

Dascălu, P. : nr. 2, p. 61
Damian, Liuba : nr. 10, p. 467
Dăncescu, I. : nr. 5, p. 290
Deacu, Maria : nr. 3, p. 149
Deak, Z. : nr. 2, p. 96 nr. 3, p. 132
Deaconescu, Florina : nr. 7, p. 315
Decean, V. : nr. 3, p. 138 ; nr. 12, p. 591
Deică, V. : nr. 10, p. 467
Diaconescu, S. : nr. 12, p. 588
Dijmărescu, A. : nr. 1, p. 5
Dina, Vasilica : nr. 5, p. 219 ; nr. 6, p. 267
Dinescu, I. : nr. 5, p. 253
Dinescu, L. : nr. 11, p. 555 ; nr. 12, p. 588
Dobrescu, Gh. : nr. 10, p. 509
Dragulschi, Teodora : nr. 5, p. 219
Drăgan, I. : nr. 8, p. 368
Drăghici, S. : nr. 4, p. 211
Drăgulin, M. : nr. 3, p. 149
Drăgulescu, Doina : nr. 8, p. 373
Drugă, L. : nr. 12, p.
Ducman, L. : nr. 11, p. 523
Dumitrescu, C. : nr. 3, p. 134, 154 ; nr. 8, p. 397 ; nr. 11, p. 515
Dumitrescu, V. : nr. 1, p. 25
Dumitru, C. : nr. 7, p. 351
Dumitrescu, C. : nr. 11, p. 515
Dumitrescu, T. : nr. 9, p. 429

E

Enescu, A. : nr. 4, p. 206
Ene, Ruxandra : nr. 10, p. 473

F

Florian, E. : nr. 1, p. 40 ; nr. 11, p. 555 ; nr. 12, p. 583
Frenţoni, D. : nr. 6, p. 290

G

Geru, N. : nr. 1, p. 33, nr. 12, p. 579
Geantă, V. : nr. 5, p. 226
Grinea, D. : nr. 7, p. 351
Gâdea, Suzana : nr. 8, p. 361
Grigoriu, Gabrialea : nr. 10, p. 491
Gavril, A. : nr. 11, p. 250
Ghiban, Brînduşa : nr. 11, p. 536

H

Hătărăscu, Ov. : nr. 1, p. 5
Hriţac, M. : nr. 1, p. 5
Halasz, E. : nr. 5, p. 239 ; nr. 7, p. 336
Halasz, T. : nr. 7, p. 336

J

Jura, M. : nr. 2, p. 64
Jurubiţă, Silvia : nr. 10, p. 497

I

Iancu, C. : nr. 6, p. 284
Ielciu, M. : nr. 2, p. 96 ; nr. 3, p. 132
Ienciu, M. : nr. 6, p. 287 ; nr. 8, p. 385
Ilie, N. : nr. 9, p. 427
Ionescu, Cornelia : nr. 9, p. 440
Ioniţă, Gh. : nr. 4, p. 206
Isac, Mihaiela : nr. 2, p. 75 ; nr. 6, p. 278 ; nr. 9, p. 436 ; nr. 10, p. 502
Iulian, Olga : nr. 7, p. 340

K

Kava, L. D. ; nr. 9, p. 427
Kovacs, Şt. : nr. 3, p. 143
Kreyjik, C. : nr. 12, p. 588

L

Leu, S. : nr. 11, p. 515
Licurici, M. : nr. 3, p. 348
Lungu, Paula : nr. 3, p. 136

M

Malearic, S. M. : nr. 4, p. 167
Manda, M. : nr. 11, p. 258
Marcu, P. : nr. 7, p. 331

Manu, Maria : nr. 5, p. 221
Moteşoi, L. : nr. 6, p. 290
Matei, Gh. : nr. 5, p. 235
Mănescu, I. : nr. 12, p. 588
Mihăilescu, C. : nr. 5, p. 219; nr. 6, p. 267
Miloş, L. : nr. 5, p. 257
Miron, Paula : nr. 3, p. 136
Miron, V. : nr. 2, p. 83 ; nr. 4, p. 178
Mitrofan, A. : nr. 3, p. 138.
Moldovan, P. : nr. 1, p. 45 ; nr. 3, p. 132 ; nr. 4, p. 197 ; nr. 5, p. 247 ; nr. 6, p. 287 ; nr. 8. p. 285
Morcan, L. : nr. 2, p. 75
Murgulescu, Rodica : nr. 1, p. 45 ; nr. 5, p. 247
Murguleţ, N. : nr. 5, p. 219 ; nr. 6, p. 267
Mustaţă, C. T. : nr. 4, p. 171

N

Neagu, G. : nr. 4, p. 201 ; nr. 6, p. 287
Negrea, I. : nr. 3, p. 151
Nicola, Maria : nr. 5, p. 242; nr. 10, p. 493
Nicolae, A. : nr. 5, p. 219
Nicolae, A. : nr. 6, p. 267
Nicolae, I. : nr. 11, p. 520
Nicolae, P. : nr. 10, p. 473
Niţă, T. : nr. 2, p. 83 ; nr. 4, p. 178
Novac, C. : nr. 2, p. 61

O

Olteanu, Florica : nr. 5, p. 253
Oprea, Fl. : nr. 9, p. 433; nr. 10, p. 383
Orban, R. L. : nr. 8, p. 368

Panaitescu, Cornelia : nr. 5, p. 221
Panaite, D. : nr. 9, p. 459
Panait, N. : nr. 4, p. 197; nr. 8, p. 385
Pascu, D. R. : nr. 4, p. 183; nr. 8, p. 376; nr. 9, p. 421
Pascu, Mihaela ; nr. 4, p. 183 ; nr. 9, p. 421
Pătroi, Iulia : nr. 6, p. 282
Păunescu, L. : nr. 12, p. 25
Petrescu, Maria : nr. 2, p. 75; nr. 8, p. 380
Petruş, I. : nr. 9, p. 449
Petrescu, Mirela : nr. 7, p. 322
Petrescu, N. : nr. 5, p. 230; nr. 8, p, 380
Pintea, V. : nr. 9, p. 449
Pleşa, Gabriela : nr. 11, p. 515
Polgar, V. : nr. 10, p. 509
Popa, Angela : nr. 7, p. 328
Pop, Gh. : nr. 7, p. 322 nr. 9, p. 418
Popescu, C. : nr. 6, p. 264
Popescu, Gabriela : nr. 4, p. 197
Popescu, I. : nr. 2, p. 90
Popescu, S. : nr. 1, p. 40
Popescu, Al. : nr. 11, p. 528
Popescu I. : nr. 7, p. 328
Popoiu, Gh. : nr. 2, p. 64
Popovici, D. : nr. 8, p. 404
Predeanu, Georgeta : nr. 11, p. 515; nr. 12, p. 563
Predescu, C. : nr. 5, p. 219; nr. 6, p. 267
Pumnea, C. : nr. 9, p. 455; nr. 10, p. 491
Pupăzan, T. : nr. 2, p. 90

R

Radu, A. : nr. 11, p. 555
Radu, Gh. : nr. 7, p. 348
Radu, I. : nr. 2, p. 101
Radu, V. : nr. 5, p. 226
Răducanu, Doina : nr. 9, p. 437
Rădulescu, M. : nr. 3, p. 154
Ripoşan, I. : nr. 6, p. 290; nr. 9, p. 449; nr. 11, p. 544; nr. 12, p.
Rizea, L. : nr. 2, p. 67
Roman, Irina : nr. 2, p. 151
Roşca, Cristina : nr. 3, p. 151

S

Savin, I. : nr. 2, p. 149
Scurtu, Ioana : nr. 9, p. 449
Selescu, Rodica : nr. 2, p. 101
Serachitopol, M. : nr. 11,p..555
Soimoşi, F. : nr. 2, p. 143
Socolescu, Ana : nr. 10, p. 542
Socolescu, Gr. : nr. 10, p. 542
Sofroni, L. : nr. 10, p. 504; nr. 11, p. 544; nr. 12, p. 588
Soimoşi, F. : nr. 3, p. 143
Solduban, R. : nr. 6, p. 290
Smochină, D. : nr. 11, p. 555, nr. 12, p. 588
Spirchez. Z. : nr. 5, p. 235
Stan, Veronica : nr. 7, p. 345
Stana, V. : nr. 10, p. 473
Stănescu, I. : nr. 7, p. 331
Stegăroiu, M. : nr. 7, p. 331
Stoian, M. : nr. 4, p. 206
Stroe, I. : nr. 9, p. 415
Suciu, I. : nr. 2, p. 117
Szabo, A. : nr. 1, p. 5; nr. 3, p. 117
Szöcs, Ecaterina : nr. 7, p. 345

Ş

Şaban, I. : nr. 6, p. 262
Şubu, I. : nr. 8, p. 404

T

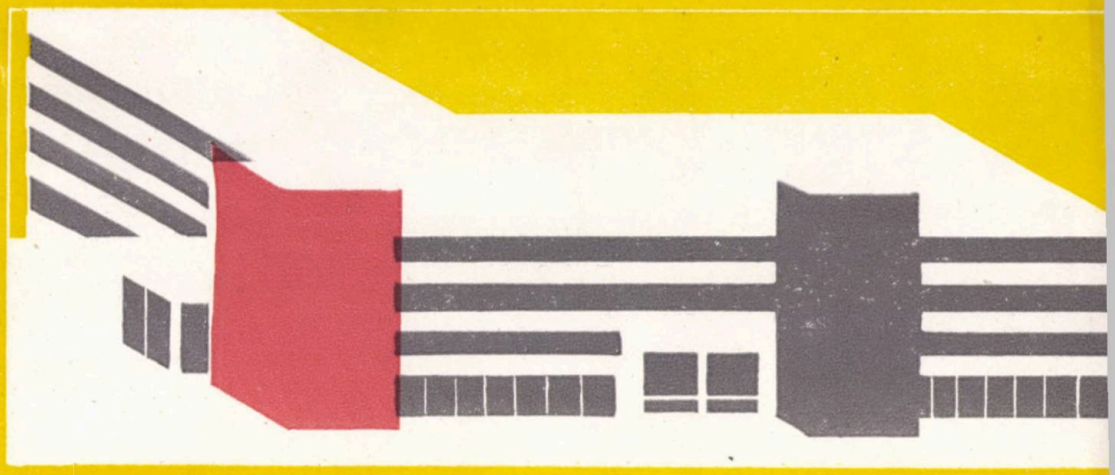
Taloi, D. : nr. 4, p. 191
Toboc, P. : nr. 4, p. 201; nr. 10, p. 485
Teodor, Ov. : nr. 7, p. 345; nr. 10, p. 485
Teodorescu, N. N. : nr. 11, p. 523; nr. 12, p.
Toia, A. : nr. 2, p. 101, nr. 6, p. 303
Truşculescu, M. : nr. 8, p, 376; nr. 12, p. 595

Urseanu, A. : nr. 1, p. 5
Ursu, V. : nr. 2, p. 90

Vajda, C. : nr. 2, p. 143
Vasiloiu, Aneta : nr. 3, p. 149
Velisar, Anica : nr. 8, p. 415
Vlăduţiu, Liana : nr. 4, p. 191
Vlaicu, Gh. : nr. 5, p. 239

Winckelbauer, C. : nr. 2, p. 148; nr. 4, p. 178
Winckelbauer, Greta : nr. 7, p. 322; nr. 9, p. 459; nr. 11, p. 258

Zgăvirdici, Carmen : nr. 7, p. 320



Centrul de cercetare-proiectare de fabricație pentru instalații metalurgice Aiud execută:

- CERCETĂRI APLICATIVE PENTRU TEHNOLOGII ȘI UTILAJE NOI
- TEHNOLOGII LA CALD ȘI LA RECE PENTRU UTILAJE METALURGICE
- PROIECTE DE UTILAJE ȘI INSTALAȚII PENTRU INDUSTRIA METALURGICĂ
- PROIECTE DE REPARAȚII CAPITALE PENTRU UTILAJELE ȘI CONSTRUCȚIILE DIN DOTARE, INCLUSIV CELE ÎN REGIM I.S.C.I.R.
- PROIECTE DE ACȚIONĂRI ELECTRO ȘI HIDROPNEUMATICE
- STUDII DE ORGANIZARE A PRODUCȚIEI ȘI A MUNCII SPECIFICE FABRICAȚIEI DE UTILAJE METALURGICE

STR. VULCAN 2-10
COD. 3315 AIUD-JUD. ALBA
TEL. 968/61793
TELEX : 36713